IGM85-202-210
CNRC 24395

FACULTE DES SCIENCES ET DE GENIE

THESE

PRESENTEE

A L'ECOLE DES GRADUES

DE L'UNIVERSITE LAVAL

POUR L'OBTENTION

DU GRADE DE MAITRE ES SCIENCES (M.SC.)

PAR

BERNARD ARSENAULT

BACHELIER ES SCIENCES APPLIQUEES

DE L'UNIVERSITE LAVAL

INFLUENCE DU SOUDAGE SUR LA CORROSION SOUS TENSION DANS LA SOUDE CAUSTIQUE DES ACIERS AU CARBONE A285,A516 ET 1030

OCTOBRE 1984

Note au lecteur:

Les idées exprimées dans ce document sont celles de l'auteur (ou du contractant) et ne sont pas nécessairement partagées par l'Institut de génie des matériaux ou par le Conseil national de recherches Canada. L'auteur (ou le contractant) en assume l'entière responsabilité.

Si la demande est suffisante, des exemplaires supplémentaires de cet ouvrage pourront être disponibles dans la seconde langue officielle (français ou anglais).

Note to the reader:

The views expressed in this document are those of the author (or contractor) who assumes their full responsibility. They are not necessarily shared by the Industrial Materials Research Institute or the National Research Council of Canada.

If sufficient requests are received, a copy of this document will be made available in the other official language (French or English).

AVANT-PROPOS

Je dédie cette thèse à mes parents, en reconnaissance de l'énergie qu'ils ont investie pour les études de leurs enfants.

Mes remerciements s'adressent en premier lieu à mon directeur de thèse, le docteur Edward Ghali, de la confiance qu'il a toujours manifester à mon égard. Sa grande disponibilité et son esprit scientifique ont constitué un apport pour ce travail.

L'auteur désire remercier un de ses collègues; Huy Ha Le qui a fait les premières recherches sur les montages expérimentaux de corrosion sous tension. Sa disponibilité et ses idées m'ont été d'un grand soutien tout au long de ces travaux.

L'auteur remercie très sincèrement messieurs, Larry Cutler, Tom Vo Van, M.Krismadev pour leurs conseils judicieux.

L'auteur désire particulièrement remercier messieurs: M.Giguère, R.Martineau, M.Savard, G.Bureau et A.Barbeau pour leur apport technique indispensable pour cette thèse.

L'auteur désire également remercier messieurs Réal et Marcel Bouchard pour les travaux d'analyse et leurs encouragements.

L'auteur remercie très sincèrement messieurs C.P.Vijarjan et B.Champagne pour leur encouragement.

L'auteur est particulièrement reconnaissant envers M. et Mme Jean Brassard et leur famille pour leur hospitalité qui a facilité et encouragé la rédaction de cette thèse.

Enfin je désire vivement remercier mon épouse Julie, qui m'a fortement encouragé et soutenu durant ces deux dernières années de recherche et qui a minutieusement revisé le manuscrit.

Ce travail a été rendu possible grâce à l'appui financier du Conseil National de Recherches du Canada.

RESUME

La corrosion sous tension est rencontrée fréquemment dans les aciers doux des chaudières ou des réservoirs contenant de la soude caustique dans l'industrie métallurgique, chimique et nucléaire. Puisque le soudage est la méthode idéale et optimale pour unir les parois de ces récipients, il est d'usage que ces réservoirs sollicités par la corrosion sous tension soient soudés. Plusieurs incidents de fracture par corrosion sous tension au voisinage de la soudure ont été rapportés et ont attiré notre attention pour mener cette étude sur l'influence du soudage sur la corrosion sous tension dans la soude caustique sur les aciers au carbone A285, A516 et 1030 soudés à l'arc submergé.

Nous avons, dans un premier temps, suscité la corrosion par balayage potentiocinétique afin d'étudier la formation du film d'oxyde passif-actif à la surface des cinq microstructures des aciers soudés. Ces essais potentiocinétiques nous ont démontré qu'une zône de potentiels électrochimiques susceptibles à la corrosion sous tension existait pour chacune des microstructures d'aciers soudés. Nous avons observé que la zône de potentiels susceptibles à la corrosion sous tension, était relativement la même pour chacune des microstructures.

Dans un deuxième temps, nous avons fait des mesures de pile galvanique sur les microstructures. Nous avons observé un effet de pile galvanique dans la soude caustique entre les microstructures basaltique et métal de base pour les trois aciers. Cet effet de pile cependant ne déplace pas le potentiel de corrosion dans la zône de potentiels susceptibles à la corrosion sous tension.

Dans un troisième temps nous avons fait des essais mécaniques à taux de déformation constant à l'air, à l'huile 105 C et dans la soude caustique à 105 c. Les essais à l'air et dans l'huile nous ont démontré que le cordon de soudure des trois aciers possédait une limite élastique et une limite ultime plus élevées que celle du métal de base.

Par contre nous avons observé une perte de ductilité et une sensibilité accrue au vieillissement par écrouissage au sein du cordon de soudure. Un examen de dureté de nos aciers allait dans le même sens et a démontré l'existence d'une dureté accrue dans la zône affectée thermiquement et dans le cordon de soudure.

Les essais mécaniques dans la soude caustique furent faits à potentiel imposé, aux potentiels de susceptibilité à la corrosion sous tension déterminés lors des essais potentiocinétiques.

Ces essais furent effectués sur nos trois aciers à l'état soudé transversalement, soudé longitudinalement et non soudé. Ces essais de corrosion sous tension ont démontré que la perte de ductilité qu'engendrait le soudage au sein d'un cordon de soudure ne stimulait en rien la susceptibilité à la corrosion sous tension. Nos essais ont démontré que le cordon de soudure et la zone affectée thermiquement étaient moins susceptibles à la corrosion sous tension que ne l'était le métal de base et cela pour les trois aciers. Nous avons observé également que dans notre cas, pour une procédure de soudage à l'arc submergé où toute trace de martensite aciculaire est absente; il n'existe aucune relation de causalité entre l'augmentation de la dureté des microstructures métallurgiques de la soudure et leur susceptibilité à la corrosion sous tension. Nous avons cependant observé que là ou les propriétés mécaniques (limite élastique, charge ultime) et la dureté étaient les plus faibles, se concentrait la déformation plastique et se manifestait le plus haut degré de susceptibilité à la corrosion sous tension. C'est ce qui explique que la fracture par corrosion sous tension se soit toujours produite au sein du métal de base pour nos éprouvettes soudées transversalement. Nous démontrons par nos travaux qu'une soudure de qualité peut être moins susceptible à la corrosion sous tension que le métal de base.

L'acier A516 à l'état soudé et non soudé, s'est présenté comme l'acier le plus ductile à l'air, le plus résistant au vieillissement par écrouissage et offrant la meilleure résistance à la corrosion sous tension.

Dr.EDWARD GHALI
Directeur de thèse.

BERNARD ARSENAULT ING.
Auteur.

TABLE DES MATIERES

page

Avant-propos.....i
Résumé.....ii
Table des matières.....v
Liste des symboles.....viii
Liste des figures.....ix
Liste des tableaux.....xvi

CHAPITRE I : INTRODUCTION.....1

CHAPITRE II : RAPPELS THEORIQUES ET REVUE DE LA LITTERATURE.....5
2.1 Généralités sur la corrosion sous tension.....5
2.1.1 Définitions.....5
2.1.2 Conditions préalables pour la corrosion sous tension.....6
2.1.2.1 Susceptibilité des matériaux.....7
2.1.2.2 Environnement agressif.....7
2.1.2.3 Contraintes mécaniques globales minimales nécessaires.....8
2.2 Mécanismes de la corrosion sous tension.....10
2.2.1 Mécanisme de dissolution contrôlée par sites actifs pré-existants.....11
2.2.2 Dissolution contrôlée par fissuration du film protecteur.....14
2.2.3 Mécanismes de corrosion sous tension par fragilisation.....16
2.2.3.1 Mécanisme de fragilisation par hydrogène.....16
2.2.3.2 Mécanisme par adsorption chimique.....16
2.2.4 Modèle appelant à la mécanique.....24
2.3 Influence de l'environnement.....29
2.3.1 Influence de la concentration de la solution.....29
2.3.2 Influence de la température.....32
2.3.3 Influence de la présence d'oxygène dans l'electrolyte.....36
2.4 Influence de la composition des aciers et de la microstructure sur la corrosion sous tension en milieu caustique.....38
2.5 Influence des traitements thermiques sur les matériaux soumis à la corrosion sous tension.....44
2.6 Influence du soudage sur la corrosion sous tension.....46
2.7 Influence du potentiel électrochimique sur la corrosion sous tension en milieu caustique.....49
2.8 Influence de la vitesse de déformation sur la corrosion sous tension.....54
2.9 Application des courbes potentiocinétiques pour prévoir la susceptibilité à la corrosion sous tension des aciers.....58

CHAPITRE III: MATERIAUX ETUDIES.....61
3.1 Normes des aciers.....61
3.2 Analyse chimique des aciers.....63
3.3 Propriétés mécaniques des aciers A285, A516 et 1030.....63

CHAPITRE IV : ETUDE METALLURGIQUE DES SOUDURES.....64
4.1 Procédure de nos soudures.....64
4.2 Conditions de soudage.....64
4.3 Analyse chimique des soudures.....65
4.4 Examen macrographique de nos aciers.....67
4.5 Schéma de dureté des aciers soudés A285, A516 et 1030.....69
4.6 Examen micrographique des aciers soudés.....71
4.6.1 Description des microstructures.....72

CHAPITRE V : ESSAIS ELECTROCHIMIQUES SUR LES MICROSTRUCTURES.....78
5.1 Appareillage et conditions expérimentales.....78
5.1.1 Cellule du corrosion.....78
5.1.2 Montage potentiocinétique.....80
5.1.3 Montage de pile galvanique.....83
5.1.4 Electrolyte.....85
5.2 Etudes potentiocinétiques sur les microstructures de la soudure.....85
5.2.1 Procédures expérimentales.....85
5.2.2 Résultats expérimentaux.....88
5.2.3 Discussion des résultats.....98
5.3 Etude de pile galvanique sur les microstructures des aciers soudés.....102
5.3.1 Procédure expérimentale.....103
5.3.2 Résultats expérimentaux.....104
5.3.3 Analyse des résultats.....104

CHAPITRE VI : ESSAIS DE CORROSION SOUS TENSION A TAUX DE DEFORMATION CONSTANT SOUS POTENTIEL IMPOSE.....107
6.1 Appareillage et conditions expérimentales.....107
6.2 Influence de la soudure sur les propriétés mécaniques.....113
6.2.1 Conditions expérimentales.....113
6.2.2 Résultats expérimentaux.....114
6.2.3 Discussions.....114
6.3 Influence de la température sur les essais de corrosion sous tension à taux de déformation constant..119
6.3.1 Résultats expérimentaux.....119
6.3.2 Discussion.....119
6.4 Influence du potentiel imposé sur les essais de corrosion sous tension à taux de déformation constant.....126
6.4.1 Conditions expérimentales.....126
6.4.2 Résultats expérimentaux.....126
6.4.3 Discussion.....131
6.4.3.1 Acier A285.....132
6.4.3.2 Acier A516.....133
6.4.3.3 Acier 1030.....134
6.5 Influence du taux de déformation sur les essais de corrosion sous tension.....136
6.5.1 Résultats expérimentaux.....136
6.5.2 Discussion.....138

6.6 Examen macrographique des fractures.....140
6.6.1 Examen macrographique en fonction du potentiel imposé.....140
6.6.1.1 Acier A285.....140
6.6.1.2 Acier A516.....142
6.6.2 Examen macrographique en fonction de la vitesse de déformation.....144
6.7 Examen micrographique des faciès de rupture.....148
6.7.1 Préparation des éprouvettes de traction pour l'examen micrographique.....148
6.7.2 Influence du milieu: air, huile 105 C NaOH 7.74M.105 C.....148
6.7.3 Etude comparative des faciès de rupture entre les états non soudé, soudé transversalement et soudé longitudinalement.....150
6.7.3.1 Acier A285.....152
6.7.3.2 Acier A516.....152
6.7.3.3 Acier 1030.....154
6.7.4 Etude comparative des faciès de rupture en fonction du potentiel imposé.....154
6.7.4.1 Acier A285.....154
6.7.4.2 Acier A516.....157
6.7.5 Etude comparative des faciès de rupture en fonction de la vitesse de déformation.....160
6.7.5.1 Acier A285.....160
6.7.5.2 Acier A516.....162
6.8 Susceptibilité des différentes microstructures de la soudure à la corrosion sous tension.....165
6.8.1 Acier A285.....165
6.8.2 Acier A516.....167
6.8.3 Acier 1030.....169
6.9 Comparaison de la résistance des aciers A285, A516 et 1030 à la corrosion sous tension.....172

CHAPITRE VII : CONCLUSION.....173
7.1 Essais potentiocinétiques.....173
7.2 Piles galvaniques.....174
7.3 Dureté des microstructures du soudage.....174
7.4 Propriétés mécaniques des microstructures du soudage versus leur susceptibilité à la corrosion sous tension.....175
7.5 La corrosion sous tension des aciers soudés, en fonction du potentiel imposé.....176
7.6 Qualité de la procédure du soudage.....176
7.7 Recommandations.....177

LISTE DES OUVRAGES CITES.....179

LISTE DES SYMBOLES

CST : Corrosion sous tension

X film : Epaisseur du film de corrosion

lGMa : Longueur de glissement majeur de plans cristallins

lMi : Longueur de glissement mineur de plan de glissement coplanaire

mV/ECS : Millivolts mesurés par rapport à une électrode de calomel saturée

RS : Réduction de surface

S : Surface

D et $\emptyset$: Diamètre

s : seconde

s^{-1} : 1/seconde

mm : millimètre

Ω : Ohm

K_{IC} : Facteur d'intensité de contrainte en milieu non corrosif

K_{ISCC} : Facteur d'intensité de contrainte critique en CST

P : Travail du à la déformation plastique

η : La surtension anodique

a : Moitié de la longueur d'une fissure

σ : Contrainte (MPa)

w : Largeur d'une tôle

ΔI : Différence de densité de courant

I_s : Densité de courant à balayage lent

A : Ampère

V : Volt

LISTE DES FIGURES

Page

Figure 1.1 - Statistique sur la rupture par corrosion dans l'industrie chimique. USA 1973. J.A. Collins et M.L. Monack.....2

Figure 2.1 - Mécanisme de dissolution contrôlée par sites actifs pré-existants. L'Hydrogène représente le lieu de la réaction cathodique.....13

Figure 2.2 - Corrosion sous tension par dissolution contrôlée.....13

Figure 2.3 - Dissolution contrôlée par fissuration du film protecteur.
a) Fissuration du film protecteur au sommet de la fissure engendrée par la déformation plastique.
b) Dissolution du métal exposé au milieu corrosif. Le sommet de la fissure est l'anode et les parois jouent le rôle de cathode.
c) Repassivation du métal exposé au sommet de la fissure.....15

Figure 2.4 - Vue schématique de l'effet de glissement des plans cristallins sur le film protecteur.....15

Figure 2.5 - Rôle de l'environnement dans la fragilisation et la propagation de la fissure.
a) Adsorption chimique au sommet de la fissure.
b) Absorption à l'hydrogène.
c) Dilatation et décohésion du réseau cristallin par l'hydrogène.
d) Formation d'hydrogène au sommet et propagation de la fissure.....17

Figure 2.6 - Mécanisme de fragilisation par hydrogène pour la CST. La réaction cathodique réduit l'ion H^+ au sommet de la fissure pour former une nouvelle phase fragile d'hydrure au devant de la fissure.....18

Figure 2.7 - Fissuration par la fragilisation à l'hydrogène provenant de la réaction cathodique de la corrosion.....19

Figure 2.8 - Mécanisme d'adsorption chimique.....21

Figure 2.9 - Illustration schématique du mécanisme d'adsorption. Le mécanisme requiert qu'un certain ion spécifique de l'environnement "B" inter-réagisse et affaiblisse les liaisons métalliques "A-A " sollicitées par contraintes au sommet de la fissure.....21

Figure 2.10 - Coefficient d'intensité de contrainte initial en fonction du temps à la fracture pour un matériau susceptible à la CST. En deçà de Kiscc aucune CST n'est présente.....27

Figure 2.11 - Fracture par la CST en fonction de la concentration en NaOH et de la température.
(Schmidt et Al (23))....30

Figure 2.12 - Zone de concentration dangereuse en NaOH pour la CST.
Selon Berk et Waldeck (24)....31

Figure 2.13 - Influence de la température (F) et de la concentration en NaOH sur la CST.
Parkins (36)....33

Figure 2.14 - Influence de la température sur le temps à la fracture des aciers doux.
NaOH 33%, E = -940 mV/ECS,
Mazille et Uhlig (30)....34

Figure 2.15 - Influence de la température et de la concentration sur la susceptibilité à la fragilité caustique des aciers A516 et A285.
Huy Ha Le (61)....35

Figure 2.16 - Influence de la teneur en carbone sur le temps à la fracture par CST pour des aciers très doux.
Parkins (39)....40

Figure 2.17 - Influence de la teneur en carbone sur le temps à la fracture par CST pour des aciers au carbone.
Parkins (39)....42

Figure 2.18 - Temps à la fracture en fonction du potentiel imposé (mV/ECS) pour des aciers doux, NaOH 33%. A 120 C, 90 C, 70 C.
Parkins (33)....50

Figure 2.19 - % de réduction de surface en fonction du potentiel imposé (mV/ECS) pour une vitesse de déformation = 4.2 x 10 s .
NaOH = 35%.
Parkins (57)....52

Figure 2.20 - Zone de potentiel critique pour la CST des aciers au carbone en fonction de la concentration en NaOH pour des essais à taux de déformation constant.
Parkins (36)....53

Figure 2.21 - Influence de la température et du taux de déformation sur la susceptibilité à la CST d'acier de pipeline X-52.
E = - 1080mV/ECS. 33% NaOH.
Payer et Al (60)....55

Figure 2.22 - Influence du taux de déformation sur la susceptibilité à la CST d'un alliage Mg-Al dans une solution de chlorure de chromate. Parkins (5)....57

Figure 2.23 - Courbe de polarisation anodique associée au comportement électrochimique. Parkins (5)....59

Figure 4.1 - Macrostructure de l'acier A285 soudé à l'arc submergé; 2 passes. Les quatres zones de la macrostructure sont identifiées:
1/Zone fondue
2/Zone de liaison
3/Zone thermiquement affectée
4/Zone non affectée.....68

Figure 4.2 - Schéma de dureté des aciers soudés commerciaux stelco. Dureté Vickers 10kg.....70

Figure 4.3 - Structures de l'acier soudé A285.....74

Figure 4.4 - Structures de l'acier soudé A516.....75

Figure 4.5 - Structures de l'acier soudé 1030.....76

Figure 4.6 - Diagramme d'équilibre Fer - Carbone. Les flèches verticales délimitent les températures maximales atteintes pour les microstructures: a, b, c, d, e, des aciers soudés A285, A516 et 1030.....77

Figure 5.1 - Schéma de la cellule de corrosion en téflon.....79

Figure 5.2 - Schéma du montage potentiocinétique.....82

Figure 5.3 - Schéma du montage pour mesurer les effets de piles galvaniques.....84

Figure 5.4 - Schéma illustrant la provenance de nos échantillons expérimentaux machinés perpendiculairement à la zone affectée thermiquement.....87

Figure 5.5 - Schéma illustrant comment nous avons déterminé pour chaque microstructure, la zone de potentiel susceptible à la CST....89

Figure 5.6 - Courbes de polarisation de la structure basaltique dans l'acier A285 pour deux vitesses de balayage différentes; 0.33 et 16mV/s NaOH 7.74M.105 C.....90

Figure 5.7 - Courbes de polarisation de la structure de widmanstaetten dans l'acier A285.....91

Figure 5.8 - Courbes de polarisation de la structure affinée dans l'acier A285.....92

Figure 5.9 - Courbes de polarisation de la structure de coalescence de la perlite dans l'acier A285.....93

Figure 5.10 - Courbes de polarisation de la structure du métal de base dans l'acier A285.....94

Figure 5.11 - Courbes de polarisation à balayage lent; 0.33mV/s pour les cinq microstructures de l'acier A285.....95

Figure 5.12 - Courbes de polarisation à balayage lent et rapide des microstructures de widmanstaetten et du métal de base de l'acier A285 soulignant la différence de passivation de ces deux microstructures.....100

Figure 6.1 - Vue schématique du montage d'essai de CST à taux de déformation constant.....109

Figure 6.2 - Echantillon de traction pour les essais de CST à taux de déformation constant.....110

Figure 6.3 - Acier A285 à l'état soudé transversalement et à l'état non soudé, tractionné à l'air.....115

Figure 6.4 - Acier A516 à l'état soudé transversalement et à l'état non soudé, tractionné à l'air.....115

Figure 6.5 - Acier 1030 à l'état soudé transversalement et à l'état non soudé, tractionné à l'air.....115

Figure 6.6 - Influence du soudage sur les propriétés mécaniques de l'acier A285 dans l'huile à 105 C.....116

Figure 6.7 - Influence du soudage sur les propriétés mécaniques de l'acier A516 dans l'huile à 105 C.....116

Figure 6.8 - Influence du soudage sur les propriétés mécaniques de l'acier 1030 dans l'huile à 105 C.....116

Figure 6.9 - Courbe contrainte-déformation de l'acier A285 soudé trans. tractionné dans: a/NaOH 7.74M, E = - 1000mV/ECS à 105 C, b/Huile à 105 C, c/Air à 20 C.....120

Figure 6.10 - Courbe contrainte-déformation de l'acier A516 soudé trans. tractionné dans: a/NaOH 7.74M. E = - 1025mV/ECS à 105 C, b/Huile à 105 C, c/Air à 20 C.....120

Figure 6.11 - Courbe contrainte - déformation de l'acier 1030 soudé trans. tractionné dans: a/NaOH 7.74M E: -1000mV/ECS à 105 C, b/Huile à 105 C, c/Air à 20 C.....120

Figure 6.12 - Courbe contrainte - déformation de l'acier A285 non soudé tractionné dans: a/NaOH 7.74M. E = -1000mV/ECS à 105 C, b/Huile à 105 C, c/Air à 20 C.....121

Figure 6.13 - Courbe contrainte - déformation de l'acier A516 non soudé tractionné dans: a/NaOH 7.74M. E = -1025mV/ECS à 105 C, b/Huile à 105 C, c/Air à 20 C.....121

Figure 6.14 - Courbe contrainte - déformation de l'acier 1030 non soudé tractionné dans a/NaOH 7.74M. E = -1000mV/ECS à 105 C, b/Huile à 105 C, c/Air à 20 C.....121

Figure 6.15 - Influence conjointe du soudage et du vieillissement par écrouissage sur les aciers A285, A516 et 1030 à l'état soudé et non soudé soumis à des essais de CST à différents potentiels imposés dans la soude caustique à 7.74M, 105 C, 2.6 x 10 s.....127

Figure 6.16 - Essai de corrosion sous tension à taux de déformation constant sur l'acier A285 soudé et non soudé. Réduction de surface relative en fonction du potentiel imposé.....128

Figure 6.17 - Essai de corrosion sous tension à taux de déformation constant sur l'acier A516 soudé et non soudé. Réduction de surface relative en fonction du potentiel imposé.....129

Figure 6.18 - Essai de corrosion sous tension à taux de déformation constant sur l'acier 1030 soudé et non soudé. Réduction de surface relative en fonction du potentiel imposé.....130

Figure 6.19 - Influence de la vitesse de déformation sur la réduction de surface de l'acier A285 à l'état soudé et non soudé dans NaOH 7.74M, 105 C, E = - 1000mV/ECS.....137

Figure 6.20 - Influence de la vitesse de déformation sur la réduction de surface de l'acier A516 à l'état soudé et non soudé dans NaOH 7.74M, 105 C, E: - 1025mV/ECS.....137

Figure 6.21 - Macrophotos d'essais de CST sur l'acier A285 soudé et non soudé à 105 C avec une vitesse de déformation = 2.6 x 10 s pour différents potentiels.....141

Figure 6.22 - Macrophotos d'essais de CST sur l'acier A516 soudé et non soudé à 105 C avec une vitesse de déformation = 2.6 x 10 s pour différents potentiels.....143

Figure 6.23 - Macrophotos décrivant l'influence de la vitesse de déformation sur l'acier A285 soudé et non soudé. NaOH 7.74M. à 105 C. E= - 1000mV/ECS.....145

Figure 6.24 - Macrophotos décrivant l'inflence de la vitesse de déformation sur l'acier à A516 soudé et non soudé. NaOH 7.74M. à 105 C. E = - 1025mV/ECS.....146

Figure 6.25 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture des aciers A285, A516 et 1030 tractionnés à l'air à 20 C.....149

Figure 6.26 - Microphotos par microscope électronique à balayage,des faciès de rupture des aciers A285, A516 et 1030, tractionnés à l'huileà 105 C.....149

Figure 6.27 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture des aciers A285, A516 et 1030, tractionnés dans NaOH 7.74M, 105 C au potentiel de susceptibilité.....149

Figure 6.28 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture de l'acier A285 non soudé. NaOH 7.74M. 105 C, E = - 1000mV/ECS.....151

Figure 6.29 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture de l'acier A285 soudé transversalement. NaOH 7.74M. 105 C, E = - 1000mV/ECS.....151

Figure 6.30 - Microphotos par microscope électronique à balayage des faciès de rupture de l'acier A285 soudé longitudinalement. NaOH 7.74M. 105 C, E = - 1000mV/ECS.....151

Figure 6.31 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture de l'acier A516 non soudé. NaOH 7.74M. 105 C. E = -1025mV/ECS.....153

Figure 6.32 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture de l'acier A516 soudé transversalement. NaOH 7.74M, 105 C, E = - 1025mV/ECS.....153

Figure 6.33 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture de l'acier A516 soudé longitudivalement. NaOH 7.74M, 105 C, E = - 1025mV/ECS.....153

Figure 6.34 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture de l'acier 1030 non soudé. NaOH 7.74M, 105 C, E = - 1000mV/ECS.....155

Figure 6.35 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture de l'acier 1030 soudé transversalement. NaOH 7.74M, 105 C, E = - 1000mV/ECS. 155

Figure 6.36 - Microphotos par microscope électronique à balayage, des faciès de rupture de l'acier 1030 soudé longitudivalement. NaOH 7.74M, 105 C, E = - 1000mV/ECS.....155

Figure 6.37 - Microphotos par microscope électronique à balayage

6.38 des faciès de rupture de l'acier A285 soudé transversalement,

6.39 démontrant l'aspect de la fracture en fonction du potentiel imposé.....156

Figure 6.40 - Microphotos par microscope électronique à balayage

6.41 des faciès de rupture de l'acier A516 soudé transversalement,

6.42 démontrant l'aspect de la fracture en fonction du potentiel imposé.....158

Figure 6.43 - Microphotos par microscope électronique à balayage,
6.44 démontrant l'aspect de la fracture de l'acier A285 à l'état
soudé et non soudé en fonction de la vitesse de
6.45 déformation.....161

Figure 6.46 - Microphotos par microscope électronique à balayage
6.47 démontrant l'aspect de la fracture de l'acier A516 à
6.48 l'état soudé et non soudé en fonction de la vitesse de
déformation.....163

Figure 6.49 - Susceptibilité à la CST de microstructures de l'acier soudé
A285. NaOH 7.74M, 105 C, E = - 1000mV/ECS.....166

Figure 6.50 - Susceptibilité à la CST des microstructures de l'acier soudé
A516. NaOH 7.74M, 105 C, E = - $\frac{1000}{1025}$ mV/ECS.....168

Figure 6.51 - Susceptibilité à la CST des microstructures de l'acier soudé
1030. NaOH 7.74M, 105 C, E = - 1000mV/ECS.....170

LISTE DES TABLEAUX

Page

Tableau 3.1 Composition des aciers commerciaux stelco % en poids.....62

Tableau 3.2 Propriétés mécaniques des aciers A285, A516 et 1030.....63

Tableau 4.1 Composition du joint de soudure à l'arc submergé versus le métal de base pour les aciers A285, A516 et 1030.....66

Tableau 5.1 Zones des potentiels susceptibles à la CST mV/ECS des microstructure; basaltique, widmanstaetten, affinéée, coalescence de la perlite et métal de base pour les trois aciers, A285, A516 et 1030.....97

Tableau 5.2 Effet de pile galvanique mesuré entre les microstructures basaltiques et métal de base dans la soude caustique à 7.74M. 105 C en série avec une résistance de 20 pour les aciers A285, A516 et 1030.....105

Tableau 6.1 % de réduction de surface en fonction de la température et de l'environnement. Vitesse de déformation = 2.6 x 10 s 124

CHAPITRE I

INTRODUCTION

La corrosion sous tension est rencontrée fréquemment dans les aciers doux des chaudières ou des réservoirs de précipitation contenant de la soude caustique dans l'industrie métallurgique, chimique et nucléaire.

En 1973 des statistiques sur la rupture par corrosion dans l'industrie chimique furent publiées aux Etats-Unis par J.A.Collins et M.L.Monack. Ces statistiques démontrent que 19% des ruptures reliées à la corrosion le sont par corrosion sous tension.
Voir Figure 1.1

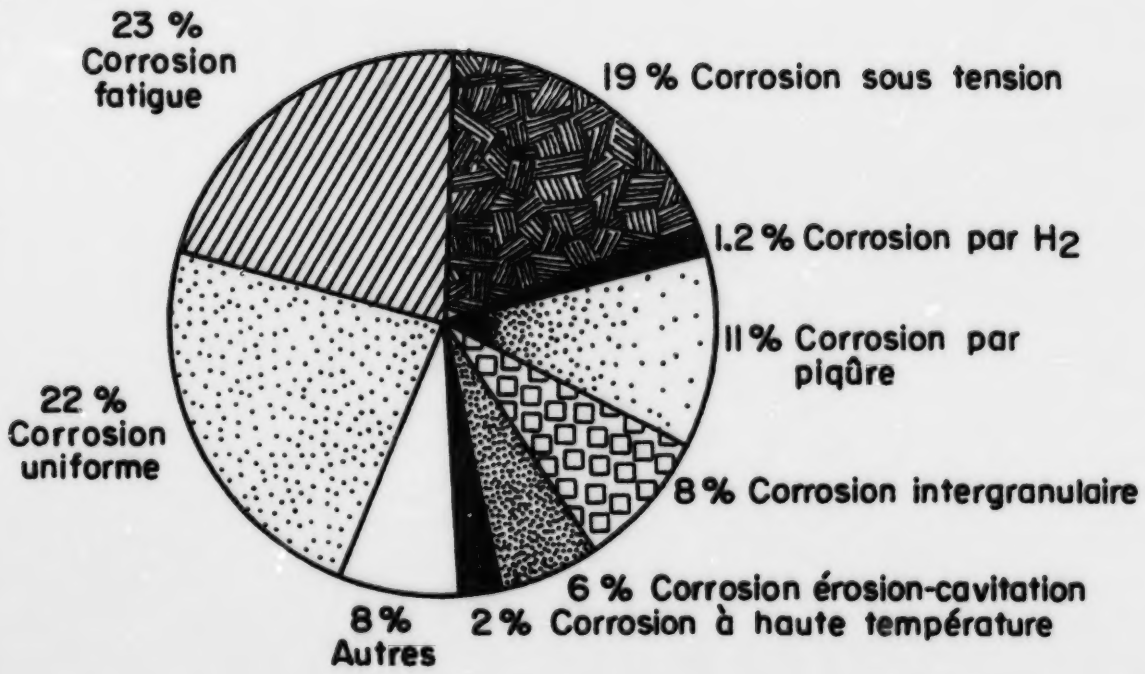


Figure 1.1 Statistique sur la rupture par corrosion dans l'industrie chimique. USA 1973 (J.A. Collins, L.Monarch)

Un tel phénomène fut à la base d'un incident le 16 mai 1977 à ALJAM en Jamaique, dans un plan d'ALCAN où le réservoir de précipitation no.36 se fissura par corrosion sous-tension.

Cet incident fit réaliser la nécessité d'un projet de coopération entre Alcan et le conseil nationnal de recherches du Canada pour étudier la corrosion sous tension des aciers doux dans la soude caustique.

Comme l'indique son titre, la présente thèse est un travail résultant de ce projet d'étude sur la corrosion sous tension fait à l'université Laval en collaboration avec le conseil nationnal de recherches du Canada et Alcan Canada.

Puisque le soudage est la méthode idéale et optimale pour unir des métaux ou des alliages soumis à des milieux corrosifs, il n'est pas rare que les assemblages tels que: chaudières, réservoirs, autoclaves soient aujourd'hui soudés. Or, la présence d'une soudure dans un matériau entraine un certain désordre métallurgique non sans conséquences pour ses propriétés contre la corrosion.

C'est ainsi que nous avons trouvé pertinent de retenir: "l'influence du soudage" sur la corrosion sous tension dans la soude caustique; comme principal paramètre de recherche pour cette thèse.

L'approche expérimentale que nous avons choisie, a tenu compte des deux courtes années qui nous étaient allouées pour cette recherche. Pour obtenir des résultats dans un court délai de temps, nous avons, dans un premier temps, stimulé la corrosion par balayage potentiocinétique pour étudier la formation du film d'oxyde passif-actif pour chaque microstructure des trois aciers soudés. Dans un deuxième temps pour l'étude de la corrosion sous tension, nous avons opté pour les essais à taux de déformation constant à potentiel imposé. Ces essais à taux de déformation constant permettent, comme nous le verrons, la fracture de l'échantillon à l'intérieur de quelques jours et se concluent par l'étude du mode de fracture à savoir si elle s'est faite de façon ductile ou par corrosion sous tension.

Notre approche expérimentale fut complètée par de nombreux examens au microscope optique et électronique sur les modes de rupture selon les conditions expérimentales.

CHAPITRE II

RAPPELS THEORIQUES ET REVUE DE LA LITTERATURE.

2.1 Généralités sur la CST

2.1.1 Définition

La corrosion sous tension (CST) est un type de corrosion complexe produisant une rupture fragile. La CST est un sujet de recherche controversé puisqu'elle ne possède pas encore aujourd'hui de théorie unifiée expliquant ses mécanismes.

La CST se manifeste physiquement par l'apparition de macrofissures donnant l'impression d'une fragilisation inhérente au matériau puisque ces fissures se propagent avec très peu de déformation plastique.

En fait le métal qui rupture par CST est normalement un matériau reconnu pour une certaine ductilité; mais qui sous l'emprise d'une combinaison de circonstances provenant d'une certaine contrainte mécanique additionnée d'une réaction avec l'environnement et de son état métallurgique, deviendra très fragile.

La CST possède des mécanismes bien particuliers propres à elle-même. En effet une rupture causée par une contrainte mécanique seule cause généralement une déformation plastique importante tandis qu'un milieu corrosif seul cause une simple dissolution du métal. La combinaison conjointe de ces paramètres: milieu corrosif + contrainte sur un matériau susceptible produit des résultats très catastrophiques inhérents à la CST.

(MATERIAUX + PROPRIETES) X (ENVIRONNEMENT) X (Sollicitation) = CST
Mécanique

*Composition	* Dureté	* Concentration	Initiation,
	* Microstructure	* Température	Propagation,
	* Contraintes résiduelles	* Oxydants	Morphologie
	* Géométrie	* pH	de la fis-
		* Inhibiteurs	sure.

Equation de la dépendance des principaux acteurs de la corrosion sous tension

2.1.2 Conditions préalables pour la corrosion sous tension.

Trois conditions sont requises pour assister à la corrosion sous tension: 1) Le matériau doit être un alliage susceptible

2) L'environnement doit être agressif

3) Une contrainte mécanique globale et minimale est nécessaire.

2.1.2.1 Susceptibilité des matériaux

Causes: - Composition chimique
- Caractéristiques métallurgiques
- Contraintes résiduelles

La composition chimique de certains matériaux les rend naturellement susceptibles à la CST, d'autres le sont à cause d'impuretés.(1) Les caractéristiques métallurgiques pouvant rendre susceptible le métal sont la dureté, les traitements thermiques, la grosseur des grains, la précipitation aux joints de grains, les dislocations et les inclusions.

2.1.2.2 Environnement agressif

Cet environnement nocif peut-être créé par: - La température
- Un gaz
- Un liquide

La température peut augmenter la susceptibilité du matériau en altérant sa structure métallurgique ou en donnant au milieu l'activité appropriée pour la CST.

Les gaz peuvent réagir avec le matériau, ou pénétrer ce dernier. L'hydrogène est le cas exemplaire. Provenant de la réaction cathodique de la corrosion, il s'introduit dans le matériau pour affaiblir les

liaisons métalliques de ce dernier.

Les métaux liquides, les sels liquides, les solutions organiques peuvent fragiliser les matériaux mais l'environnement le plus agressif demeure l'électrolyte aqueux.(1)

Selon R.W.Staehle(2) l'environnement joue un rôle crucial puisqu'il diminue la plasticité du matériau en abaissant l'énergie de la fracture.

2.1.2.3 Contraintes mécaniques globales minérales nécessaires .

Il existe une combinaison de trois sources de contraintes de tension pouvant contribuer à la contrainte mécanique globale minimale-nécessaire pour causer la CST.

Ces trois sources sont:

- Les contraintes de sollicitation extérieures imposées au matériau.
- les contraintes résiduelles internes provenant de la mise en forme ou des traitements thermiques ou enfin du soudage.
- Les contraintes de réaction à l'environnement fragilisant.

Les contraintes mécaniques globales minimales pour obtenir la CST sont la somme des contraintes de sollicitation extérieures, des contraintes résiduelles et des contraintes de réaction.

Cependant, seules les contraintes de sollicitation extérieures peuvent facilement être déterminées. Il s'en suit qu'il est difficile de déterminer quantitativement pour une pièce donnée, soumise à un environnement agressif, la contrainte critique. Qualitativement cette contrainte critique où débute la CST est le niveau de contrainte permettant une déformation plastique à l'intérieur de matériau.

Pour les alliages ne nécessitant pas de contrainte de sollicitation pour causer la CST, (cas des laitons en milieu d'ammoniaque) les contraintes minimales, résiduelles et de réactions sont difficiles à déterminer malgré que les contraintes de réaction peuvent être calculées en mesurant l'énergie de surface.

De façon générale il est reconnu (1) qu'il est difficile de connaitre exactement le niveau de contrainte globale dans le matériau nécessaire pour susciter la CST particulièrement dans les cas où la contrainte de service extérieur n'est pas requise.

Même si quantitativement nous ne pouvons préciser exactement la contrainte globale nécessaire pour qu'il y ait CST, les chercheurs sont unanimes à l'idée que le rôle des contraintes est majeur dans la CST. Parkins (3) Au début certains chercheurs ont cru que la contrainte servait à garder les fissures ouvertes et empêcher de saturer la fissure par les produits de corrosion insolubles.

Une telle contrainte pour garder les fissures ouvertes n'aurait pas besoin d'être majeure.

Pourtant dans la plupart des aciers il faut des contraintes globales bien au delà de la limite élastique pour avoir CST. Ceci nous indique que le rôle des contraintes dans le mécanisme est beaucoup plus important que de simplement garder ouvertes les fissures.

Le rôle des contraintes serait donc beaucoup plus relié à la déformation plastique qu'elle engendre au-dessus de la limite élastique que la simple sollicitation mécanique.

Ayant souligné les paramètres de la CST nous allons poursuivre avec les mécanismes de ce type de corrosion.

2.2 Mécanismes de la corrosion sous tension

Nous avons établi dans la section précédente que la CST fragilise à partir de contrainte et de corrosion , un matériau susceptible mais initialement ductile. Puisque la susceptibilité des matériaux à l'environnement et à la contrainte varie, l'apport de ces deux paramètres à la CST varie également en fonction des matériaux.

Henthorne (4) affirme que, pour certains matériaux, la corrosion a préséance sur les contraintes dans les mécanismes de la CST tandis que pour d'autres la contrainte a priorité. Voir tableau 2.1.

Le sujet des mécanismes de la CST est un sujet controversé dans la littérature puisque plusieurs chercheurs ont tenté d'expliquer la CST par un seul mécanisme.

Certains d'entre eux: Parkins (5) Henthorne (4) et d'autres ont accepté l'idée de la possibilité d'un spectre continu de trois mécanismes qui expliquerait la CST.

Les trois principaux modèles proposés dans la littérature sont:

- Dissolution controlée par sites actifs pré-existants
- Fissuration du film protecteur
- Fragilisation du métal par l'hydrogène

TABLEAU 2.1 Spectre de mécanismes de la CST. Parkins (6) Henthorne (62)

	CORROSION PREDOMINANTE							CONTRAINTE PREDOMINANTE	
Zone Déchromée Dans La Soudure	Acier au Carbone	Al-Zn-Mg	Laitons	Acier Austenitique	Mg-Al	Titane		Acier allié	Fracture Par Clivage
	NO_3^-	Cl	NH_3	Cl	CrO_4	Méthanol	Eau		
Sites actifs pré-existants				Fragilisation du métal					
Film protecteur									

Les trois modèles ci-haut mentionnés sont des modèles électrochimiques. Il existe également un autre modèle qui lui fait appel particulièrement à la mécanique.

2.2.1 Mécanisme de dissolution controlée par sites actifs pré-existants

Le Mécanisme de dissolution controlée par sites actifs pré-existants est le mécanisme qui accorde plus d'importance à la corrosion plutôt qu'à la contrainte. Pour ce mécanisme, la CST dissout le métal d'une façon très localisée.

Cette dissolution localisée est anodique et se comporte comme un mode de propagation de fissure procédant à une vitesse "v". Parkins (5) a déterminé que la vitesse de cette dissolution controlée était égale:

$$v = \frac{i\,M}{ZFP}$$

i = Densité courant anodique
M = Masse moléculaire
Z = Valence des ions solvants
F = Constante de Faraday
P = Densité

Pour que cette dissolution controlée avance et puisse se propager comme une fissure, la dissolution doit respecter une géométrie. Pour ce faire, les parois de la "fissure" doivent être relativement chimiquement inactives alors que le sommet de la fissure lui, doit être chimiquement actif. Dans le cas contraire nous obtiendrons une crevasse.

Cet équilibre critique entre l'état chimiquement actif au sommet et l'état passif sur les parois ne peut être rencontré qu'avec un matériau chimiquement actif tel que les aciers dans un environnement permettant la création d'un film protecteur en surface pour les parois; enfreignant ainsi toute dissolution latérale. Le sommet lui, suit un site actif pré-existant provenant d'une deuxième phase dans le matériau ou de précipités au joints de grains qui peuvent causer une cellule galvanique. Le précipité peut agir comme anode dans la cellule locale ou agir comme cathode efficace pour causer une dissolution localisée dans la partie adjacente de la matrice. Voir fig.2.1.

Staehle (2) a publié que le mécanisme de dissolution controlée peut aussi être stimulé par des ségrégations qui sont regroupées préférentiellement aux joints de grain ou dans le grain. Dans le cas des aciers au carbone il a été publié par Treseder (8) et Bohnenkamp (9) que la cémentite libre aux joints de grain de l'acier, agissait comme site

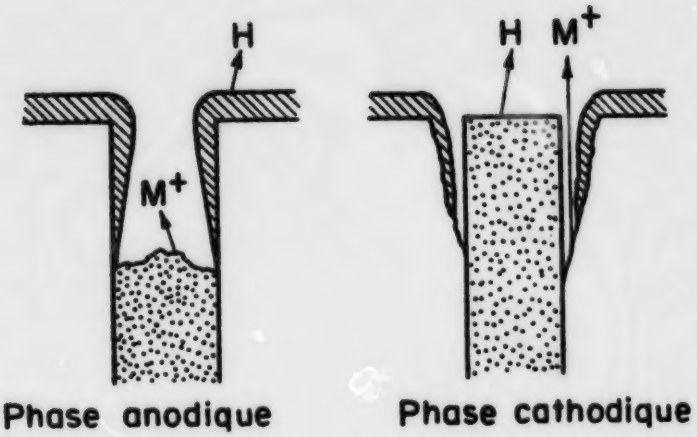


Figure 2.1 Mécanisme de dissolution controlée par sites actifs pré-existants. L'hydrogène représente le lieu de la réaction cathodique.

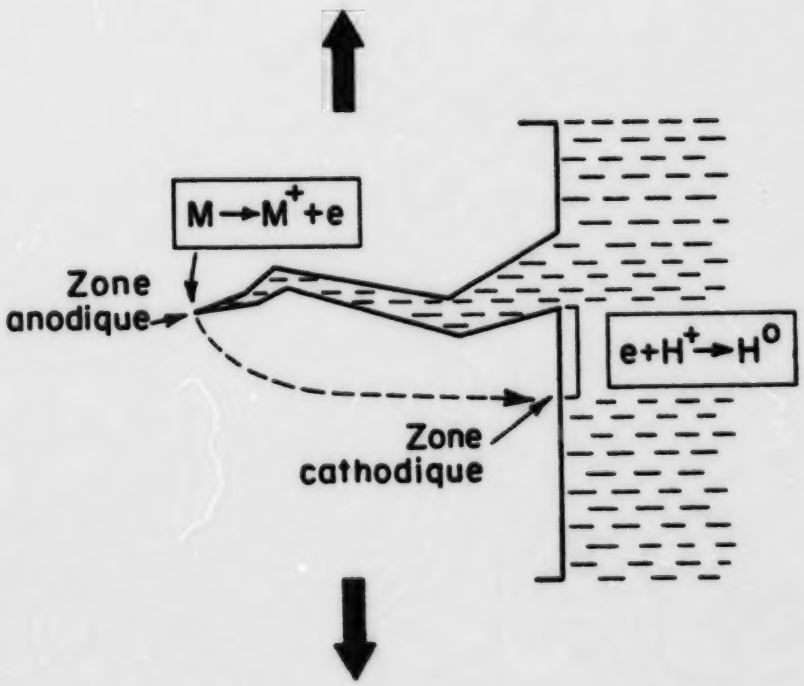


Figure 2.2 Corrosion sous tension par dissolution controlée.

préférentiel pour la CST. Il a observé qu'elle agissait cathodiquement dans les nitrates et anodiquement dans la soude caustique.

Rôle des contraintes dans ce mécanisme.

Malgré le fait que ce mécanisme est basé sur la présence de sites actifs permettant une dissolution localisée, les contraintes demeurent indispensables pour poursuivre la propagation. Les contraintes ont pour tâche selon Henthorne (4), de créer pour ce mécanisme une zone de déformation qui crée un écartement des sites et qui stimule la dissolution localisée. Voir fig.2.2.

2.2.2 Dissolution controlée par fissuration du film protecteur

Le mécanisme de dissolution controlée par fissuration du film protecteur exige comme dans le précédent mécanisme un équilibre critique entre l'état chimiquement actif au sommet de la fissure et l'état passif des parois. Ce mécanisme se rencontre chez les matériaux actifs dans un environnement qui permet leur passivation. Cependant ces matériaux ne possèdent pas de sites actifs pré-existants et ce sont les contraintes qui, engendrant une déformation plastique, confèrent au matériau un site actif en exposant le métal à nu. Voir fig.2.3. Le film protecteur cherchera à croitre et à se reformer sur cette zone à nu mais l'intervention de la contrainte, brisera successivement par glissement des plans cristallins, cette zone de recouvrement qui se refait perpétuellement. Voir fig.2.4.

Ceci a été souligné par, Despic, Raicheff et Backris(7) qui ont démontré que le niveau de dissolution du fer dans l'acide,

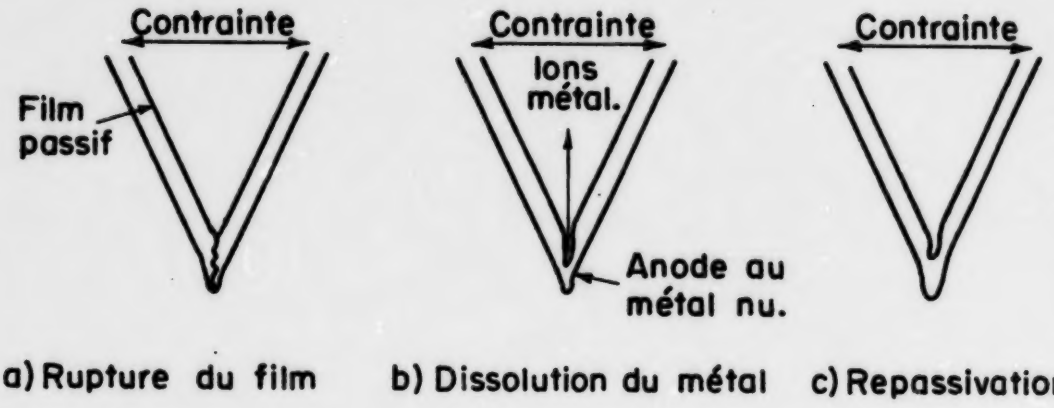


Figure 2.3 Dissolution controlée par fissuration du film protecteur.

a/ fissuration du film protecteur au sommet de la fissure, engendré par la déformation plastique.

b/ dissolution du métal exposé au milieu corrosif; le sommet de la fissure est l'anode et les parois jouent le rôle de cathode.

c/ repassivation du métal exposé au sommet de la fissure.

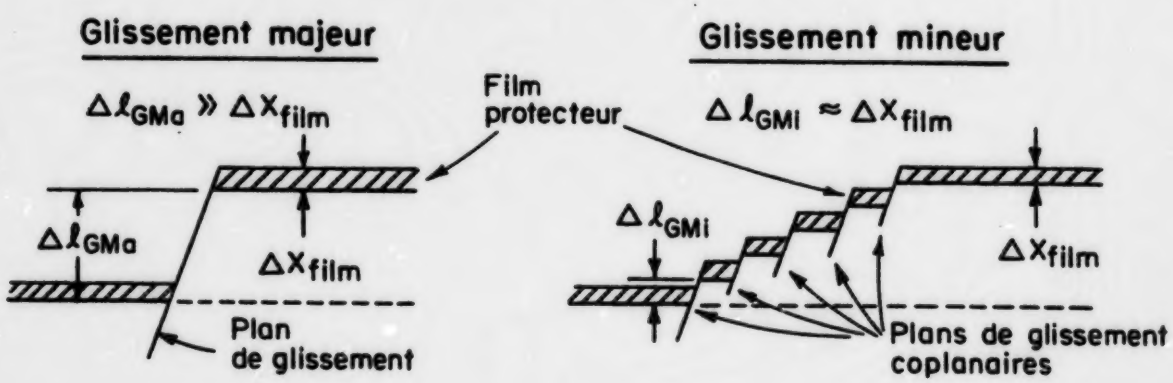


Figure 2.4 Vue schématique de l'effet de glissement des plans cristallins sur le film protecteur.

marquait une nette augmentation lorsque la déformation passait de la région élastique à la région plastique.

2.2.3 Mécanismes de CST par fragilisation

2.2.3.1 Mécanisme de fragilisation par hydrogène

Dans ce mécanisme, la fracture se produit dans une zone fragilisée au sommet d'une fissure où s'est introduit de l'hydrogène sous forme atomique provenant d'une réaction cathodique.

Cette zone fragilisée peut être attribuée à une décohésion des liaisons métalliques par adsorption de l'hydrogène fig (2.5) Parkins (5) d'une nouvelle phase formée d'hydrures, voir fig.2.6 (Troiano 11,12) ou encore par l'ancrage de dislocations (Latanission 13).

Dans ce mécanisme l'environnement contrôle la vitesse de production d'ions hydrogènes et stimule ou inhibe la pénétration de l'hydrogène sous forme de film, d'adsorption ou d'absorption.Figure (2.7).

Les contraintes favorisent l'adsoption de l'hydrogène dans le métal et concentrent l'hydrogène autour des fissures et des piqûres.

2.2.3.2 Mécanisme par adsorption chimique

Uhlig (15) compte parmi ceux qui ont préconisé ce modèle. Ce mécanisme stipule que certains anions étant adsorbés au métal, affaiblissent les liaisons métalliques sollicitées en traction.

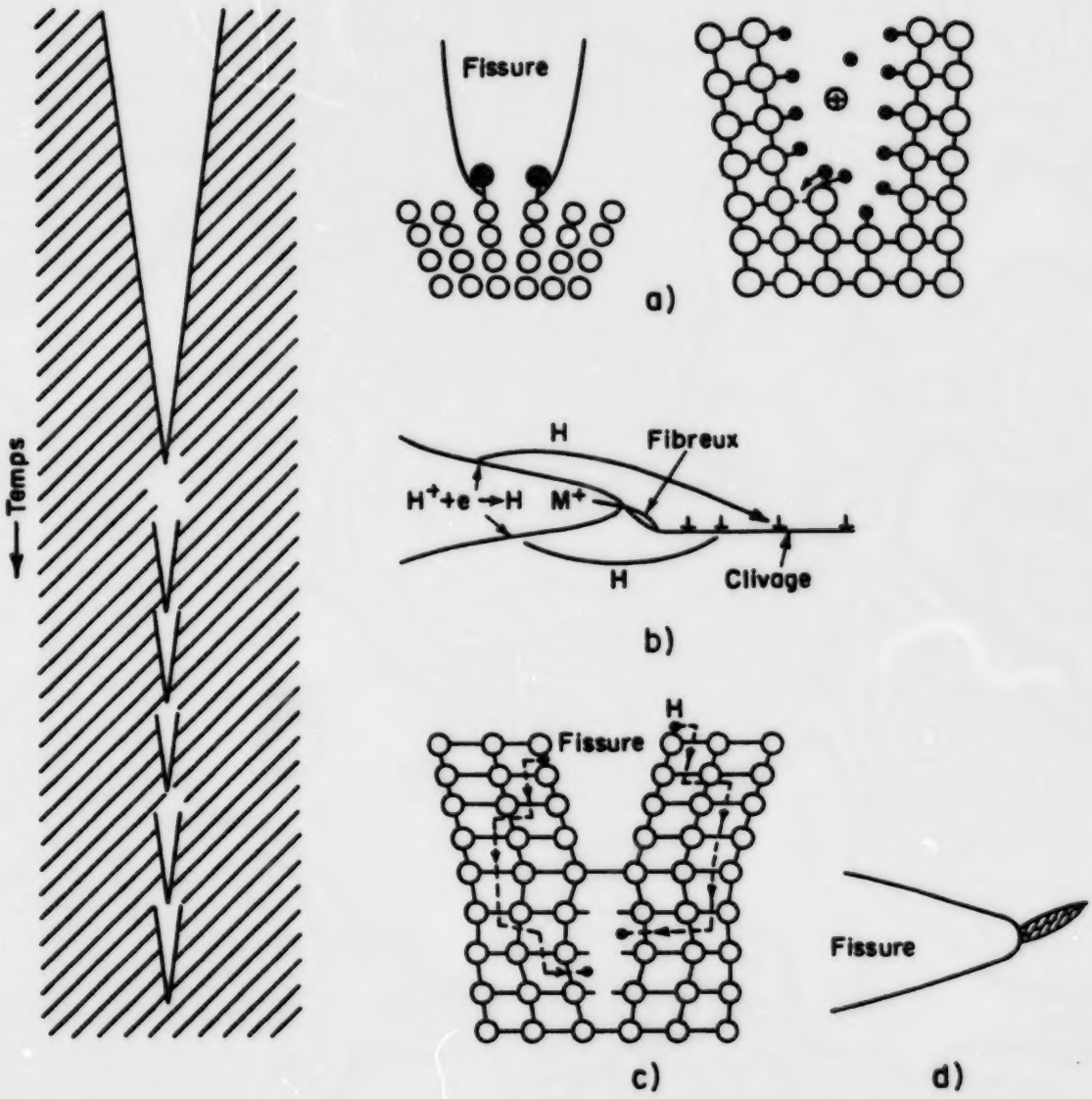


Figure 2.5 Rôle de l'environnement dans la fragilisation et la propagation de la fissure:

a/ adsorption chimique au sommet de la fissure

b/ absorption de l'hydrogène

c/ dilatation et décohésion du réseau cristallin par l'hydrogène

d/ formation d'hydrures au sommet, et propagation de la fissure.

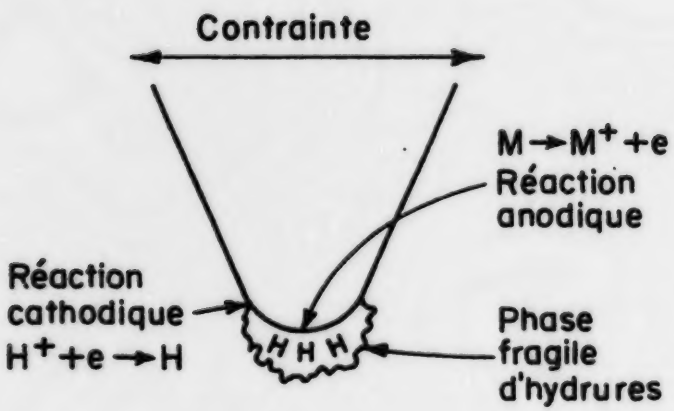


Figure 2.6 Mécanisme de fragilisation par hydrogène pour la CST. La réaction cathodique réduit l'ion H^+ au sommet de la fissure pour former une nouvelle phase fragile d'hydrure au devant de la fissure.

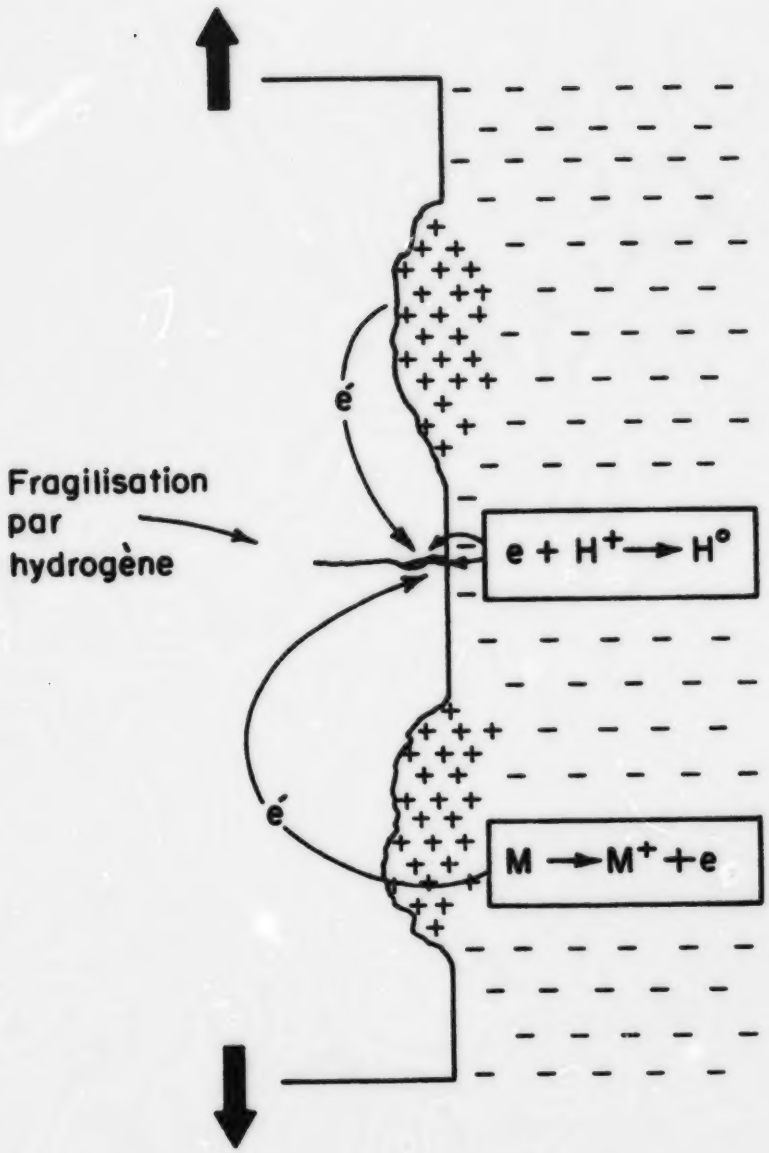


Figure 2.7 Fissuration par fragilisation à l'hydrogène provenant de la réaction cathodique de la corrosion.

Cet affaiblissement crée une diminution de l'énergie de surface du matériau et est responsable de la décohésion des liaisons entre les atomes procurant ainsi un faciès de clivage à la fracture. Voir figure (2.8).

Uhlig observa (16) que l'acier est particulièrement susceptible aux ions OH et NO et non aux ions NO ou SO ou CL et beaucoup d'autres ions. De même l'acier inoxydable austenitique 18-8 est susceptible de manière spécifique aux ions OH et Cl tandis que les laitons eux sont susceptibles à l'ion NH .

Dans les milieux aqueux, le potentiel électrochimique détermine si la production d'hydrogène ionique sera possible ou non au sommet de la fissure.

Il s'ensuit que la corrosion est nécessaire comme source locale de production d'hydrogène. Donc l'explication de la CST par la fragilisation de d'hydrogène est également très valable.

Certains comme Troiano ont voulu universaliser ce mécanisme à la CST en milieux aqueux. Mais, de nouveau, il existe des arguments contre un tel mécanisme universel. Par exemple dans certains systèmes, on assiste à une prévention de la CST par protection cathodique qui normalement produit de l'hydrogène; ceci écarte donc son rôle dans ces cas comme mécanisme de CST. Ou encore, par ce modèle, on ne peut pas expliquer la dépendance de la CST au potentiel appliqué pour l'initiation et la propagation des fissures.

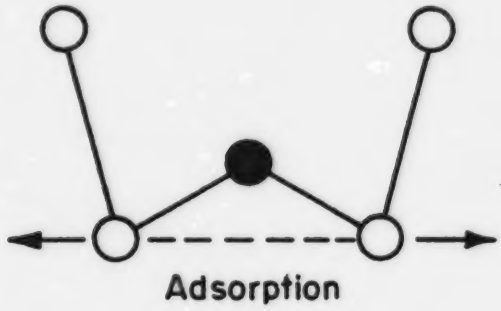


Figure 2.8 Mécanisme d'adsorption chimique.

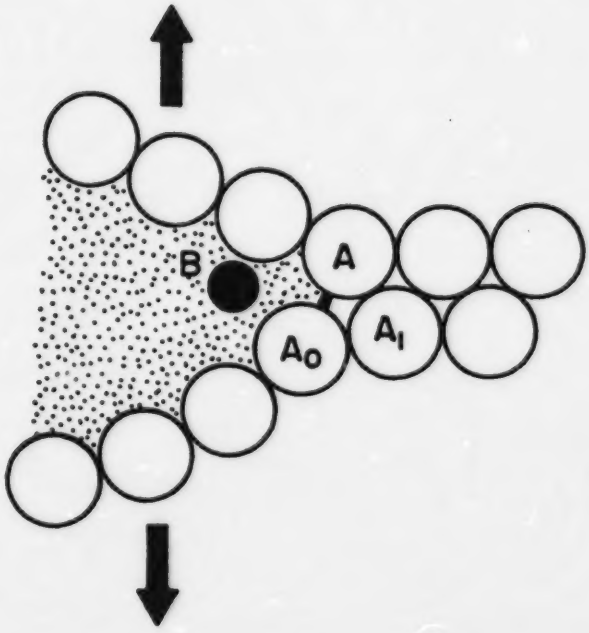


Figure 2.9 Illustration schématique du mécanisme d'adsorption. Le mécanisme requiert qu'un certain ion spécifique de l'environnement "B" interréagisse et affaiblisse les liaisons métalliques "A_A_o" sollicitées par contraintes au sommet de la fissure.

Selon Uhlig si le mécanisme électrochimique était le seul facteur, n'importe quel électrolyte de conductibilité ionique comparable devrait causer la rupture, puisque les anodes et les cathodes agissent généralement dans toutes les solutions conductrices. Tel n'est pas le cas.

Ceci a conduit Coleman (18) et Uhlig (17) à proposer que la rupture est due en partie à un phénomène d'adsorption, qui réduit l'énergie de surface du métal au front de la fissure et aide celui-ci à se rompre sous les efforts de tension.

Langmuir (19) démontra qu'une seule monocouche adsorbée est suffisante pour supprimer l'affinité de surface des atomes sous-jacents. De plus, les anions essentiellement efficaces dans cette fonction sont ceux qui s'adsorbent chimiquement de manière spécifique à la surface d'un métal donné. Voir Figure (2.9).

Le chemin préférentiel de l'adsorption chimique peut passer sélectivement le long de chemins spécifiques dans le métal où il y a des dislocations, peut être bloquées dans une certaine position par les impuretés ou des lacunes dans lesquelles certains éléments d'alliages se sont concentrés. Ainsi la rupture peut emprunter les mêmes voies, par exemple le long des joints de grains ou à travers le grain, ce qui favorise l'action gavanique. On assiste alors à une rupture intergranulaire ou transgranulaire selon le cas.

Selon Uhlig (20), un facteur important prouvant ce mécanisme est l'existence d'un potentiel critique en dessous duquel la CST ne se produit pas. L'auteur explique que l'influence du potentiel peut

être attribuée à la forte dépendance de l'adsorption sur le potentiel. Il s'est basé sur des études électrochimiques mettant en évidence que l'adsorption d'un anion (généralement une espèce nuisible pour la CST) se fait à des potentiels au-delà du potentiel de corrosion pour une surface et un environnement donnés.

Cette forte dépendance de la rupture sur les potentiels explique pourquoi la CST peut être prévue par une protection cathodique dans certains systèmes. L'environnement joue un rôle appréciable dans ce mécanisme puique seulement certains ions spécifiques peuvent être absorbés à la surface et que le potentiel peut être déplacé à une valeur où l'adsorption peut ou ne peut avoir lieu.

Ce qui est particulier au mécanisme d'adsorption d'Uhlig, est, qu'il est capable également d'interpréter et d'expliquer les ruptures des matières plastiques ou du verre.

Ce mécanisme d'adsorption présente cependant certaines lacunes. On note que le fait d'expliquer le mécanisme de CST simplement par une réduction d'énergie de surface, est difficilement admissible pour la fragilisation des métaux plus ductiles.

Parkins (2) et Staehle (20) ont remarqué ce fait; alors, la déformation plastique doit être considérée pour l'équlibre énergétique dans ces cas-là. Même si la propagation des fissures se fait sans une déformation plastique à une échelle macroscopique, des études mettraient en évidence qu'une déformation plastique localisée se produit à l'extrémité de la fissure.

Dans ces circonstances, la variation d'énergie de surface est négligeable par rapport au travail fait par la déformation plastique. De plus les travaux de Ambrose et Kruger (22) ont démontré l'existence d'un film mince protecteur sur le métal dans les milieux provoquant la CST. Ces films peuvent être brisés mais ils se reforment très vite, parfois même dans un intervalle de quelques millisecondes. L'affaiblissement des liaisons atomiques du métal requiert un rapide accès à la surface du métal de base mais la présence de ces films peut éviter ou influencer de façon appréciable les procédés d'adsorption.

2.2.4 Modèle appelant à la mécanique

Au niveau de la fractographie certaines similitudes existent entre la corrosion sous tension et les autres modes de fractures. On observe l'existence: d'un coefficient d'intensité de contrainte, du cisaillement, des fissures intergranulaires ou transgranulaires, le déplacement de dislocation, l'ancrage de dislocation etc.

Cependant au point de vue énergie nous pouvons distinguer la fracture par corrosion sous tension des autres modes de fracture par l'énergie électrochimique dégagée au sommet de la fissure qui interréagit avec le milieu corrosif ambiant. Parkins (5)

Ainsi pour la CST, l'équation de l'énergie à la fracture doit tenir compte de l'énergie électrochimique.

DIFFERENCE D'ENERGIE A LA SURFACE	+	DEFORMATION PLASTIQUE	-------> <------	DIFFERENCE D'ENERGIE POTENTIELLE	+ ENERGIE ELECTRO-CHIMIQUE RELACHEE	Eq. 2.1

L'énergie chimique relachée est dépendante du matériau et de l'environnement.

L'énergie de surface est considérée négligeable par rapport au travail pour produire une déformation plastique dans le matériau soumis à la CST.

Les deux termes restants peuvent être dérivés par la théorie de mécanique de rupture et par les considérations électrochimiques conventionnelles. C'est ainsi qu'on a pu ajouter à l'équation suivante:

$$K_{ISCC} = \left(K_1 \, (P - K_2) \min \right)^{1/2} \qquad \text{Eq. 2.2}$$

où K_{ISCC} est le facteur d'intensité de contraintes critiques, c.a.d. la valeur minimale du facteur d'intensité de contrainte K, pour assister à la CST, P le travail d0 à la déformation plastique, η la surtension anodique, K_1 et K_2 des constantes.

La susceptibilité à la CST est donc traduite par les facteurs "P" et "η". Les variations de ces derniers pour créer une diminution de K_{ISCC} vont entrainer une plus grande susceptibilité à la fragilisation du métal.

Ainsi si l'on abaisse le terme "P" (déformation plastique) il en résultera une augmentation de la limite élastique ou une augmentation de durcissement structural dans la région du sommet de la fissure.

Dans ces deux cas, pour "η" constant, K_{ISSC} diminuera

et la susceptibilité à la corrosion sous tension augmentera.

Une augmentation du potentiel anodique "ηa" augmentera également la susceptibilité à la corrosion sous tension pour un certain domaine de potentiel. "ηa" se trouve à représenter la condition électrochimique à l'intérieure de la fissure qui contrôle la transition active et passive de l'acier et qui détermine si oui ou non il y aura fracture. "ηa" est fonction du pH, de la vitesse de diffusion, de l'agitation, de la température, de l'activité des anions, de la composition du métal et du potentiel de l'électrode.

L'interdépendance de tous ces paramètres: composition, structure et propriété du métal, conditions électrochimiques et intensité des contraintes, implique que l'équilibre énergétique entre toutes ces variables pour causer la CST, peut se faire de nombreuses façons. Comme nous avons vu, plusieurs mécanismes peuvent expliquer cet équilibre énergétique qui produit la CST. La mécanique possède son propre modèle sur la base de l'intensité de contrainte sécuritaire où la CST est absente. Ce modèle repose sur la théorie de Griffith. C'est pour cette raison qu'elle retient le coefficient d'intensité de contrainte

K_{ISSC} que nous avons discuté plus tôt (Eq.2.2). La valeur critique

K_{ISSCC} est la valeur de contrainte sous laquelle aucune fissure

ne se propagera en milieu corrosif. (K_{IC} milieu non corrosif)

Voir fig.2.10)

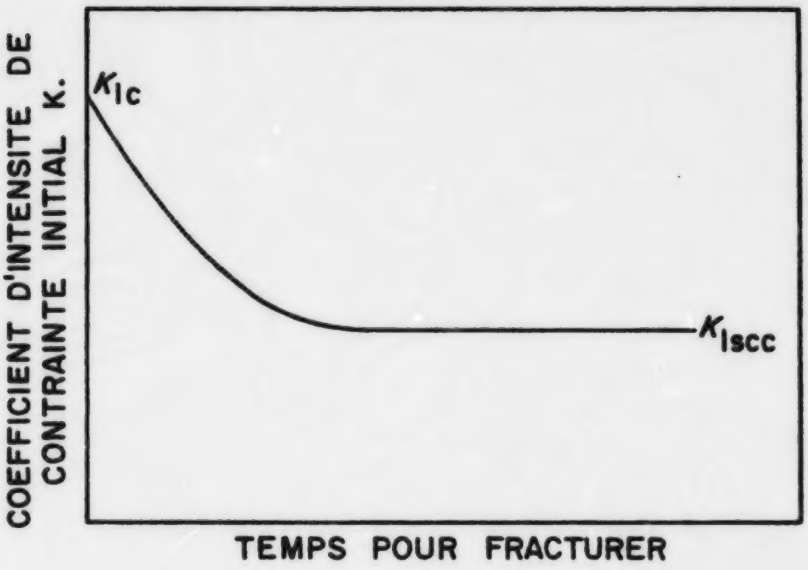


Figure 2.10 Coefficient d'intensité de contrainte initial en fonction du temps à la fracture pour un matériau susceptible à la CST. En déçà de K_{Iscc} aucune CST n'est présente.

Il est reconnu selon la théorie de Griffith que:

$$K_{IC} = \sigma\sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \qquad \text{Eq.2.3}$$

a = 1/2 la longueur de la fissure, W = la largeur de la plaque, $f\left(\frac{a}{W}\right)$ est une fonction qui approche l'unité pour de petites valeurs de ; $\frac{a}{W}$

et K_{ISCC} sont des valeurs de propriétés de matériaux pour une

K_{IC} et K_{ISCC} sont des valeurs de propriétés de matériaux pour une

température donnée, une vitesse de déformation donnée et un environnement spécifique. On considère

$$K_{ISSC} = \frac{K_{IC}}{3} \qquad \text{Eq. 2.4}$$

Cette approche du modèle mécanique nous permet de connaitre la région sécuritaire de sollicitation en contrainte que peut tolérer un matériau sans subir de CST. Cependant il est parfois difficile de connaitre la contrainte globale dans un matériau, ce qui limite cette approche. Ce modèle demeure néanmoins utile pour la conception industrielle.

2.3 Influence de l'environnement .

2.3.1 Influence de la concentration de la solution .

Les études de fragilité caustique sont simulées en laboratoire avec des concentrations de NaOH variant de 1M à 10M. Des études (23-24) ont démontré qu'il existe une "zone de danger" où se produisent des ruptures fragiles par CST. Cette zone se situe à des concentrations moyennes de NaOH où un contrôle mixte actif-passif de corrosion est opérant. Une analyse statistique faite par Berk et Waldeck (24) montrent l'influence de la concentration et de la température; voir (figure 2.12) sur les ruptures par fragilité caustique dans l'industrie: une concentration supérieure à 4% de NaOH est nécessaire (37) pour entrainer une telle rupture.

Humpries et Parkins (62) démontrent pour leur travaux que l'augmentation de la concentration en NaOH sous potentiel imposé, diminu de façon importante la réduction de surface des éprouvettes de traction. Ainsi l'augmentation de la concentration augmente la susceptibilité à la CST et élargi à la fois l'écart de potentiel susceptible à la CST.

L'addition d'éléments tels que Na_2SiO_3 (26,27), $KMnO_4$, $NaNO_2$ ou Na_2CrO_4 (25), PbO (28) facilite la rupture car ces substances déplacent le potentiel de corrosion dans la direction plus anodique. Les additions de Al_2O_3, Cu_2O, $KMnO_4$, $NaNO_2$, Na_2SO_4 (28) ne sont pas influentes sur le domaine de potentiels susceptibles à la fragilisation des aciers dans des solutions de 35% de NaOH pure. Par contre, le valonea et le quebracho-tannins, NaH_2PO_4 (28) jouent comme inhibiteurs partiels à la fragilité caustique.

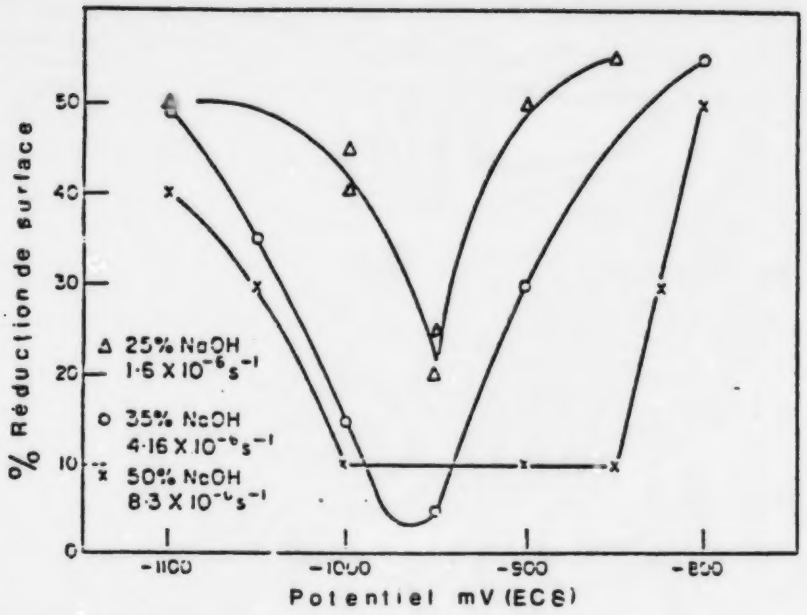


Figure 2.11 Influence dela cocentration en NaOH sur le potentiel. Relation par rapport a la reduction de surface. Humphries, Parkins (62)

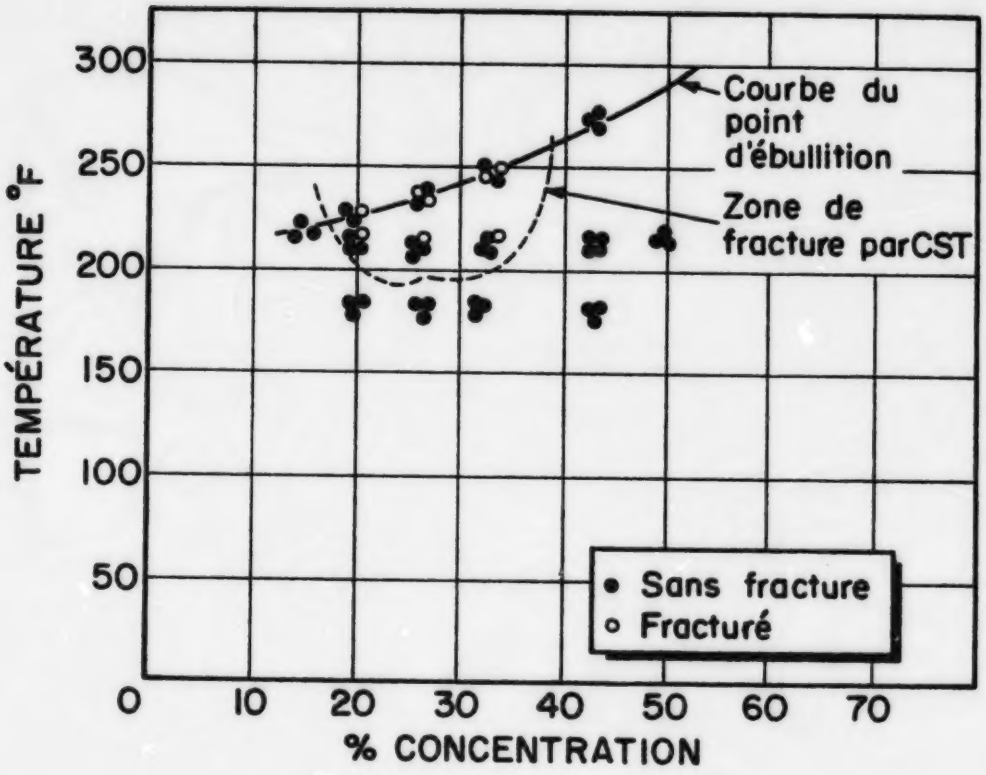


Figure 2.12 Zone de concentration dangereuse en NaOH pour la CST. Selon Berk & Waldeck (24).

2.3.2 Influence de la température

Dans les solutions de soude caustique, l'expertise des ruptures a démontré que la CST se produisait largement au-dessus de la température ambiante. Henry Mazille et Herbert H.Uhlig (30) ont publié la présence de CST dans des solutions de NaOH 5% à 95 C et à partir de 40 C pour des solutions de 50% de NaOH.

Plusieurs auteurs tels que Barry (31), Bohnenkamp (29) Schmidt, Gegner, Heineman, Pogacar, Wicke (23), Berk et Waldeck (24) Huy Ha Le (61) rapportent une dépendance conjointe de la CST à la température et à la concentration de la soude caustique. Voir fig. 2.11.

Mazille et Uhlig (30) restent très prudents pour extrapoler leurs résultats jusqu'à la température ambiante (fig.2.14). Il est également intéressant de noter qu'en pratique les ruptures se font aux températures supérieures à 50 C. Pour des températures très élevées (entre 210 et 240 C). Robinson et Nel (32) ont remarqué une diminution de susceptibilité à la fragilité caustique avec une augmentation de température.

Il apparait qu'au-dessous d'une certaine température critique pour une concentration et un matériau donné, il n'existe aucun danger de CST.

Huy Ha Le (61) a quantifié la fragilité caustique en fonction de la température par la réduction de surface à la fracture en fonction de la température. Il a observé ainsi que l'influence de la température était fonction de deux courbes linéaires se croisant à 65 C. Fig. (2.15).

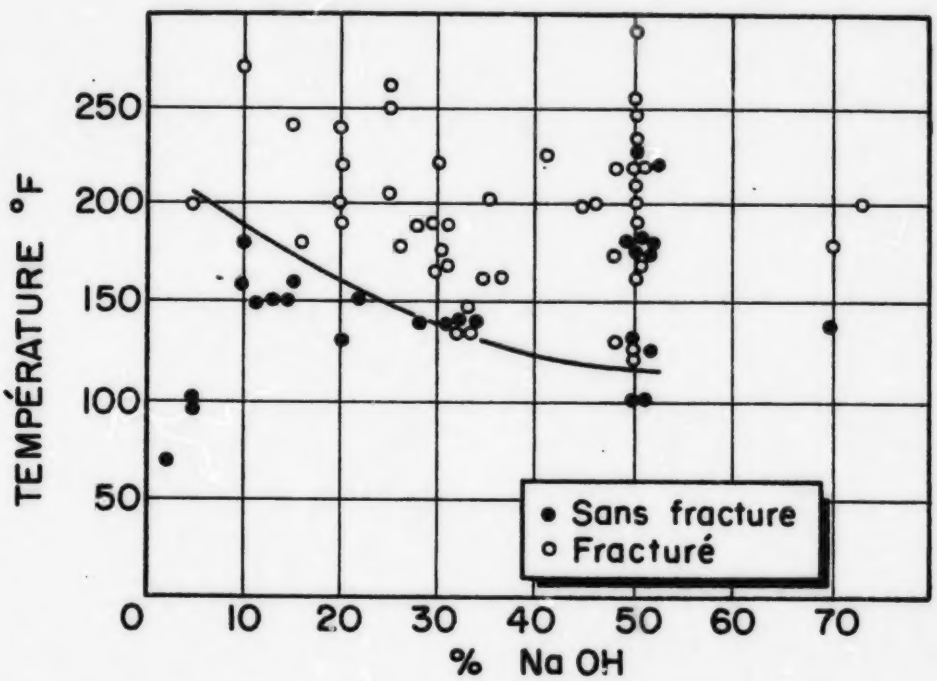


Figure 2.13 Influence de la température (^{o}F) et de la concentration en NaOH, sur la CST. Selon Parkins (36).

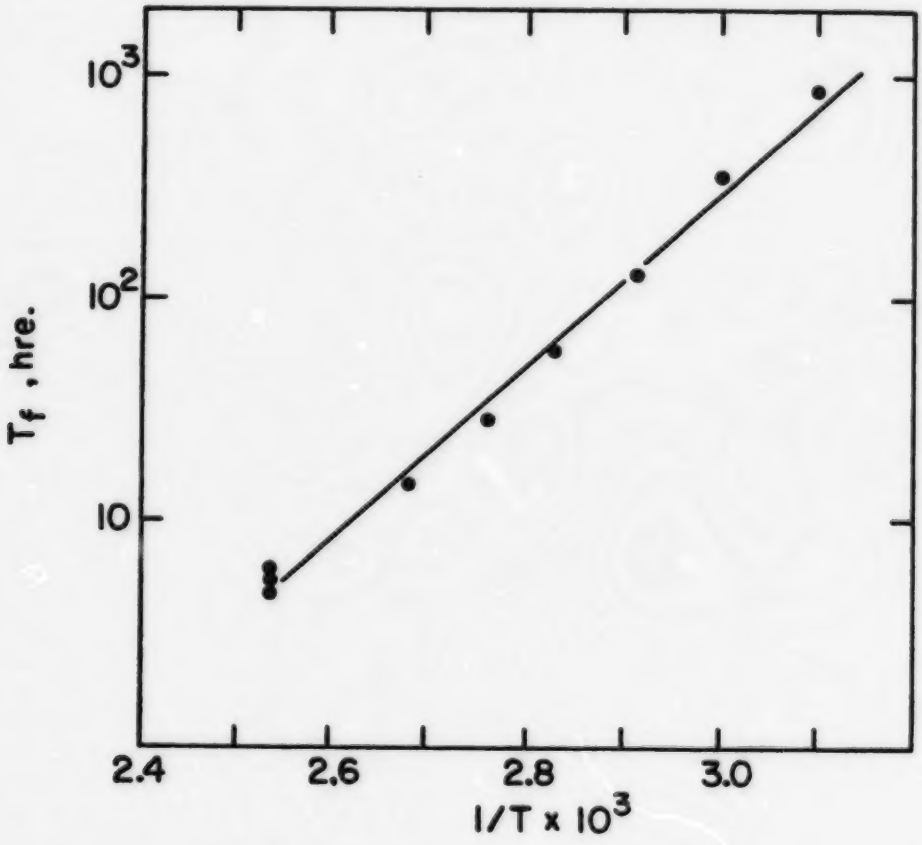


Figure 2.14 Influence de la température sur le temps à la fracture des aciers doux. NaOH 33% E: -940mV/ECS Mazille & Uhlig (30).

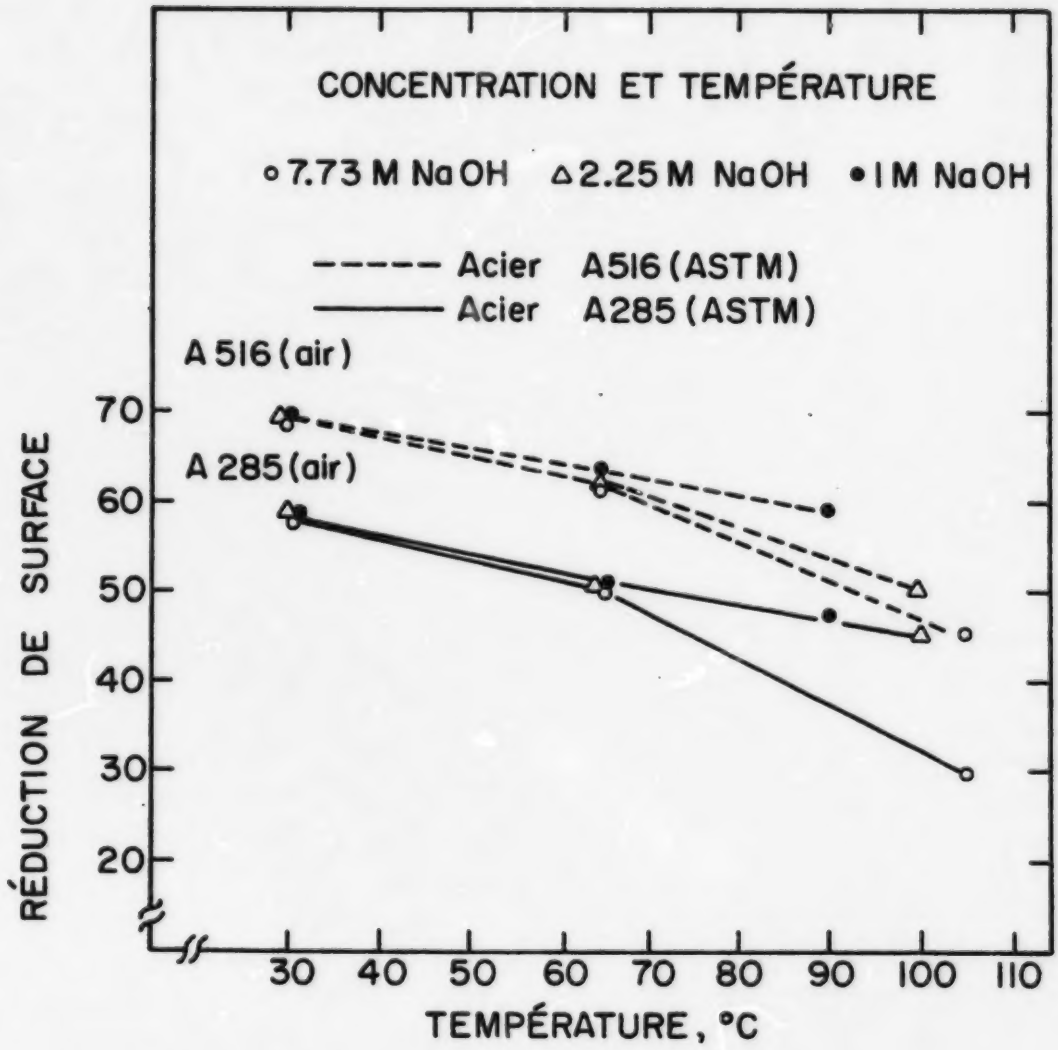


Figure 2.15 Influence de la température et de la concentration sur la susceptibilité à la CST des aciers A 285 et A 516. Huy Ha Le (61).

Ce changement de pente s'explique selon Huy Ha Le (61) par le fait que la CST se manifeste surtout aux températures supérieures à 65 C. Lorsque la température est inférieure à 65 C la réduction de surface est très voisine de celle des échantillons témoins cassés à l'air qui ne subissent aucune forme de corrosion.

Sous l'influence combinée de la température et de la concentration Huy Ha Le (61) fig. (2.15) démontre que ce changement de pente demeure à 65 C. Cependant pour de faibles concentrations de NaOH (1M) la courbe demeure linéaire sans changement de pente quelle que soit la température. Ceci s'explique du fait qu'à cette faible concentration l'acier est moins affectéé par la fragilité caustique.

2.3.3 Influence de la présence d'oxygène dans l'électrolyte .

L'influence de l'oxygène en solution dans la soude caustique n'est pas évident à prime abord puisque son influence n'est pas une constante mais plutôt fonction de son activité. C'est ainsi que plusieurs auteurs ont publié au sujet de l'influence de l'oxygène; (33-34-35-36-37) qu'une petite quantité O accélère la fissuration tandis qu'une plus grande quantité est inhibitrice.

Ceci s'explique par le fait que l'oxygène en fonction de son activité crée une surtension qui déplace la courbe cathodique vers des valeurs plus nobles.

En présence de trace d'oxygène le potentiel d'abandon est décalé vers des valeurs plus nobles mais demeure dans le domaine des potentiels

susceptibles à la CST, tandis qu'à forte concentration le potentiel d'abandon migre vers des valeurs beaucoup plus nobles et protège ainsi le métal contre la CST.

2.4 Influence de la composition des aciers et de la microstructure sur la CST en milieu caustique .

Même si les aciers au carbone ont mauvaise réputation au niveau de leur résistance à la corrosion généralisée, il demeure que ces aciers sont plus résistants à la corrosion sous tension que plusieurs aciers inoxydables. (49). Ceci s'explique par la tendance qu'a l'acier au carbone à se passiver, ou à être stable à pH très alcalin. Cet acier par exemple dans la soude caustique possède un potentiel de corrosion de 200 mV plus anodique que le potentiel critique causant la CST. Ainsi l'acier au carbone est stable, là où l'aluminium ne le serait pas où le Zn, le Cd, le Pb ou l'étain puisqu'ils sont tous solubles dans la soude caustique.

Dans de telles circonstances c'est-à dire lorsque le potentiel de corrosion est éloigné de la zone de potentiel critique à la CST, il n'y a pas de danger de CST. Ainsi l'acier au carbone n'est pas susceptible à la CST si la soude caustique est pure et de concentration moyenne c'est-à-dire environ 30% en NaOH.

Pourtant la réalité nous enseigne que la CST existe bel et bien dans l'acier au carbone. Certains éléments comme les sels oxydants se retrouvent dans la soude caustique et déplacent le potentiel de corrosion dans la zone de potentiel critique à la CST. Parkins (5). Ceci explique l'occasionnelle susceptibilité des aciers au carbone à la CST.

Le pourcentage de carbone ainsi que sa distribution dans la matrice, sont les facteurs métallurgiques principaux controlant la CST dans les aciers.

Il est reconnu dans la littérature que le fer pur c.à.d. possédant moins de 10 p.p.m. de carbone n'est pas susceptible à la CST. Pour ce qui est des aciers, il existe certaines divergences dans la littérature en ce qui a trait à l'influence de la teneur en carbone sur la susceptibilité à la CST.

Il fut observé par Treseder (8) que la résistance à la fissuration augmentait en milieu nitrate et en milieu hydroxyde avec l'augmentation de carbone jusqu'à 0.20%.

Les auteurs sont généralement d'avis (Carter et Hyatt 42) (Parkins 39,40,41) qu'un pourcentage de Carbone au-delà de la solubilité de la ferrite c.a.d. 0.02%, est très dommageable au point de vue de la CST intergranulaire. Voir fig.2.16

6. Ainsi, contrairement à Treseder; Parkins a observé que la susceptibilité à la CST augmentait jusqu'à 0.18%C.

Parkins a observé également que la susceptibilité à la CST n'augmentait pas proportionnellement avec la quantité de carbone présent.

Parkins a démontré que la susceptibilité à la corrosion sous tension était beaucoup plus reliée à la présence de carbures libres, Fe_3C précipités aux joints de grains puisque la ferrite est alors sursaturée.

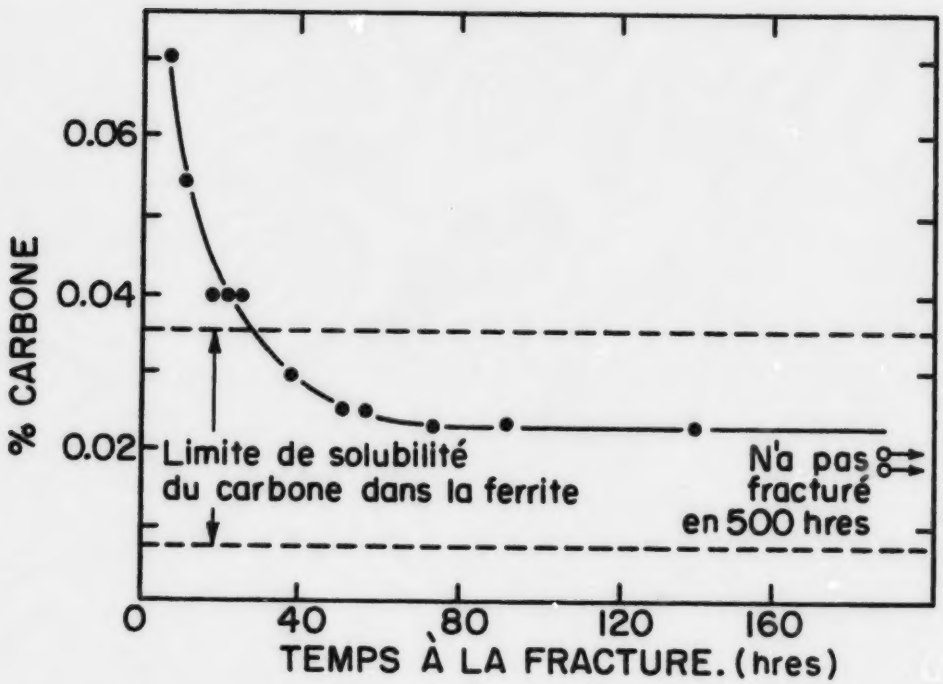


Figure 2.16 Influence de la teneur en carbone sur le temps à la fracture par CST pour les aciers très doux. Parkins (39).

Ainsi il a démontré qu'un acier qui subissait un traitement de sphéréodisation de sa perlite devenait beaucoup plus susceptible à la CST intergranulaire puisque le traitement thermique en question permettait la diffusion des carbures vers les joints de grains.

A un pourcentage supérieur à 0.18% de carbone, la susceptibilité à la corrosion sous tension tend à diminuer puisque les carbures n'apparaissent plus sous la forme de Fe C aux joints de grains mais sous forme de nouveaux grains de perlite rendant la ségrégation de la cémentite moins marquée. Voir fig.(2.17).

Selon Herzog (43) lorsque tout le carbone est fixé par un élément stabilisateur comme le titane, il n'est plus possible de faire poursuivre la CST.

Il apparait donc que la cémentite (Fe C) joue un rôle primordial dans les aciers au carbone en regard à leur comportement à la CST. L'influence de la cémentite est différente selon l'environnement. Il fut observé par Bohnenkamp (44) que la cémentite était un site actif de dissolution dans la soude caustique (NaOH) puisqu'elle était plus active que la ferrite.

Dans les solutions de Nitrate, Waber et Mc Donald (45) observèrent le contraire. Ils démontrèrent thermodynamiquement que la cémentite était légèrement plus cathodique que la ferrite ce qui fut expérimentalement vérifié par Keating. (46).

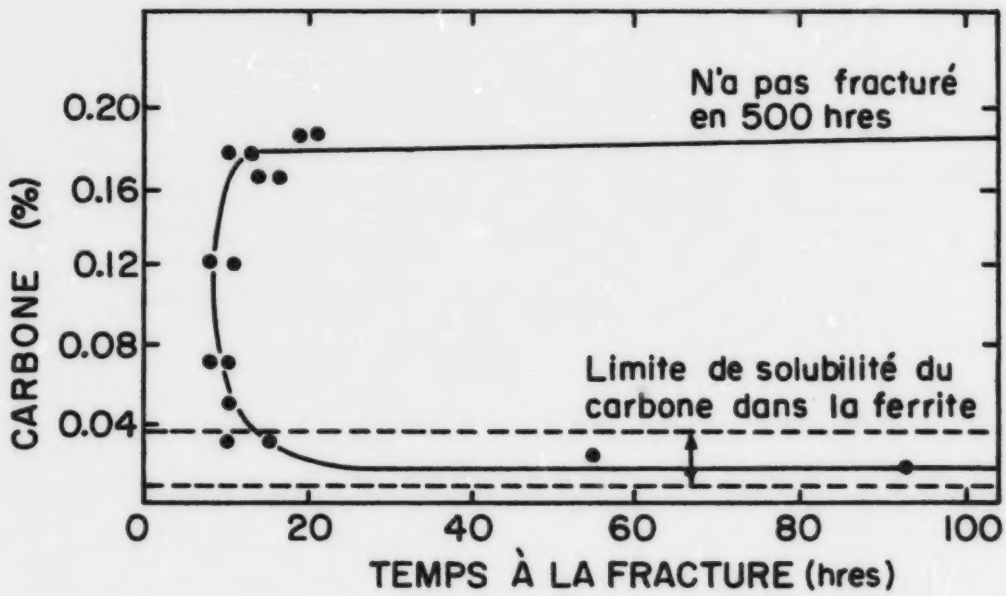


Figure 2.17 Influence de la teneur en carbone sur le temps à la fracture par CST pour des aciers au carbone. Parkins (39).

Les éléments d'alliages autres que le carbone, ont un rôle bénéfique ou nuisible à la CST dépendamment s'ils favorisent ou non la ségrégation du carbone en cémentite au joints de grain. Ces éléments ont tendance parfois à se concentrer eux-mêmes aux joints mais comme leur teneur est plus faible que le carbone, l'influence de ce dernier demeure prédominante.

On reconnait comme élément bénéfique pour augmenter la résistance à la CST dans la soude caustique: le Mn, Ni, Cr, Ti qui stabilisent le carbone. On considère comme défavorable pour la CST dans la soude caustique les éléments dans l'acier comme: Al, Si, Mo. Parkins (36).

2.5 Influence des traitements thermiques sur les matériaux soumis à la CST .

Dépendamment du traitement thermique l'effet peut-être bénéfique ou néfaste. L'effet bénéfique des traitements thermiques est largement dépendant de la composition de l'acier. Ce qui est vrai dans un acier doux pourrait être faux dans un acier à 1% de manganèse. Il est donc difficile de simplifier l'effet des traitements thermiques.

Selon Parkins (5) le principe de l'influence des traitements thermiques, en regard à la CST est la grosseur des grains. Les gros grains d'acier se fracturent par CST à une plus faible contrainte que les petits grains. Il semble que les gros grains aient des joints de grains plus saturés en interstitiels. De plus les petits grains possèdent davantage de surface en joints de grains pour se faire solliciter par la corrosion. Il faut donc un état de corrosion beaucoup plus avancé dans le cas des petits grains sur le matériau, pour que l'effet des contraintes se fasse ressentir.

De plus le rapport anode sur cathode est beaucoup plus petit dans le cas des gros grains que des petits grains puisque la surface des joints de grains est plus petite dans le cas des gros grains. Il sera donc plus facile d'avoir une concentration de la CST puisque la dissolution sera plus localisée dans le cas des gros grains.

Il est également reconnu que les traitement thermiques de revenu sont bénéfiques à l'égard des structures martensitiques. La martensite aciculaire ou non revenue est reconnue pour être très susceptible à la CST par sa haute dureté.

Il est apparent que l'augmentation de la dureté d'un matériau augmente sa susceptibilité à la CST par la propagation de défauts pré-existants. On ne peut cependant généraliser ou faire une loi à partir de la dureté versus la CST. Comme on le sait, il est fréquent qu'une augmentation de dureté ou une haute dureté occasionnent une haute susceptibilité à la CST.

Cependant les propriétés mécaniques ont leur égard dans les mécanismes de la CST. Si elles sont combinées à une augmentation de dureté, il est possible qu'elles inhibent les conséquences de l'augmentation de dureté et inhibent ainsi une augmentation de la susceptibilité à la CST.

En pratique, les aciers sont utilisés à l'état normalisé ou recuit. Des travaux de Parkins (47), de Uhlig et Sava (48) et d'autres chercheurs montrent que la vitesse de refroidissement à partir de la température d'austénitisation de l'acier (900 à 950 C) affecte beaucoup la résistance à la fragilisation du métal. Plus la vitesse de trempe est rapide, plus l'acier est susceptible à la CST.

La température et la durée du revenu après trempe sont également des paramètres pouvant contrôler la résistance à la CST. Parkins (41) Treseder (8) ont démontré que la susceptibilité à la CST des aciers au carbone à plus de 0.20% de carbone augmente, lorsque le revenu crée une sphéroidisation de la perlite et une globulisation ou coalescence des carbures Fe C dans les joints de grains.

Ainsi, outre le pourcentage de carbone, le traitement thermique est d'une importance capitale.

2.6 Influence du soudage sur la CST

Malgré le fait que la littérature est abondante sur un sujet tel que la CST, on doit reconnaitre cependant que peu a été accordé à l'influence du soudage sur la CST. Pourtant cela ne représente pas les besoins de la réalité d'aujourd'hui. Avec l'utilisation considérable du soudage pour l'assemblage des pièces, l'étude de l'influence du soudage sur la CST est plus que nécessaire; elle est impérative, puisque la présence d'une soudure dans un matériau entraine un certain désordre métallurgique non sans conséquences pour ses propriétés contre la corrosion.

La présence d'une soudure dans un matériau peut créer une source d'innombrables problèmes de corrosion. Il ne suffit que de parler de l'hétérogénéité de la microstructure métallurgique au sein de la zone affectée thermiquement qui peut affaiblir l'immunité du métal, ou encore causer des contraintes résiduelles considérables.

La présence d'une soudure peut causer également par son irrégularité géométrique, une concentration de contraintes et un dépôt de produits corrosifs qui augmenteront la susceptibilité du matériau à la CST.

Après soudage, lorsque le refroidissement de la pièce est trop vif et ne respecte pas les procédures établies, il survient dans la soudure et dans la zone affectée thermiquement des structures de trempe. Ces structures de trempe créent des zones martensitiques, des tensions internes très élevées (20 à 40 MPa dues au retrait. Ces tensions internes deviennent permanentes et sont appelées "contraintes résiduelles".

Les contraintes résiduelles se superposent aux contraintes sollicitées sur la pièce et ensemble peuvent dépasser la limite élastique du matériau et engendrer une déformation plastique autour de la zone affectée thermiquement. Ceci démontre l'importance du respect des cycles de refroidissement.

De plus, puisque la susceptibilité à la CST est reliée souvent à la dureté et à la microstructure du matériau (50), la zone affectée thermiquement est appelée à être une région critique et déterminante sur la performance d'une soudure à résister à la CST.

Il est reconnu selon T.G.Gooch (50,51,52) que si l'on procède à un traitement thermique après soudage selon les mêmes spécifications que pour le métal de base, il n'y aura pas de perte dans la résistance à la corrosion sous tension à l'intérieur de la zone affectée thermiquement.

Si l'apport thermique à la soudure est insuffisant ou si le refroidissement est trop rapide, il est fort probable que nous serons en présence d'une structure de trempe dans la région de la soudure.

Une des microstructures de trempe est la martensité aciculaire qui est une microstructure très vulnérable (50) à la CST lorsque en contact avec les ions OH^- ou NO_3^- . La CST se manifeste alors transgranulairement par clivage puisque les dislocations sont fortement ancrées dans cette microstructure.

La présence de ségrégations et d'inclusions n'a généralement pas d'effet néfaste sur les propriétés de résistance à la CST selon Gooch (50).

Cependant ces inclusions peuvent avoir un effet de durcissement structural dans la soudure.

En l'absence de martensite aciculaire et sous une dureté de moins de 550 Vickers (20Kg) la susceptibilité à la CST dépendra largement de la résistance du matériau de base au clivage. Plus le matériau sera permissif au clivage et plus il sera susceptible à la CST.

Il est reconnu que le soudage apporte une hétérogénéité dans la microstructure et qu'il augmente souvent la susceptibilité à la CST dans la zone affectée thermiquement. Cependant; en augmentant l'apport thermique à la soudure, nous diminuerons la vitesse de refrodissement de la zone affectée thermiquement ce qui entrainera des microstructures relativement ductiles et peu susceptibles à la CST ou à la fragilisation par H_2. Donc en augmentant l'apport thermique nous augmentons la résistance à la CST dans la zone affectée termiquement.

Pour ce qui regarde l'arc électrique, Rotecki et Howder (53) ont démontré le danger d'une tension électrique trop élevée lors du soudage à l'arc submergé. Une tension trop élevé augmente la dissolution du manganèse et du silicium dans le métal fondu et augmente ainsi la dureté à un niveau où la soudure est susceptible à la CST. Doty (54) va dans le même sens et estime de plus que le rapport Mn/S devrait être supérieure à 30.

2.7 Influence du potentiel électrochimique sur la CST en milieu caustique

Tous les chercheurs sur la CST sont unanimes à dire que la CST dans la soude caustique est limitée à une zone étroite de potentiel pour les aciers. Bohnenkamp (9) Riecke (9), Tromans (55) Parkins (36,56) Humphies (55), Mazille et Uhlig (3), Ghali, Wieckowski et Huy Ha Le (58).

Cette zone de potentiel étroite est particulière puisqu'elle permet un équilibre entre l'activité électrochimique du métal et sa passivité que nous appellerons "comportement actif-passif".

Ce comportement actif-passif au niveau des fissures de la CST, se traduit par la présence d'ions solubles $HFeO$ au sommet de la fissure et est entouré de produits de corrosion sur les parois. Ces ions solubles $HFeO_2^-$ sont en équilibre seulement au potentiel critique de CST.

Les produits de corrosion sont plus stables thermodynamiquement que les ions $HFeO$ et seraient composés principalement de magnétite Fe_3O_4.

L'équilibre serait donc:

$$Fe_3O_4 + 2H_2O + 2e^- \longleftrightarrows 3HFeO_2^- + H^+ \quad (54)$$

Nous pouvons en laboratoire déterminer la zone de potentiel critique à l'aide des courbes de polarisation anodique à différentes vitesses de balayage potentiocinétique. Il sera question de cette technique à la section 2.9.

La fig. (2.18) nous montre des essais fait par Parkins (36) à contraintes constantes en fonction du potentiel et du temps à la fracture pour trois températures données.

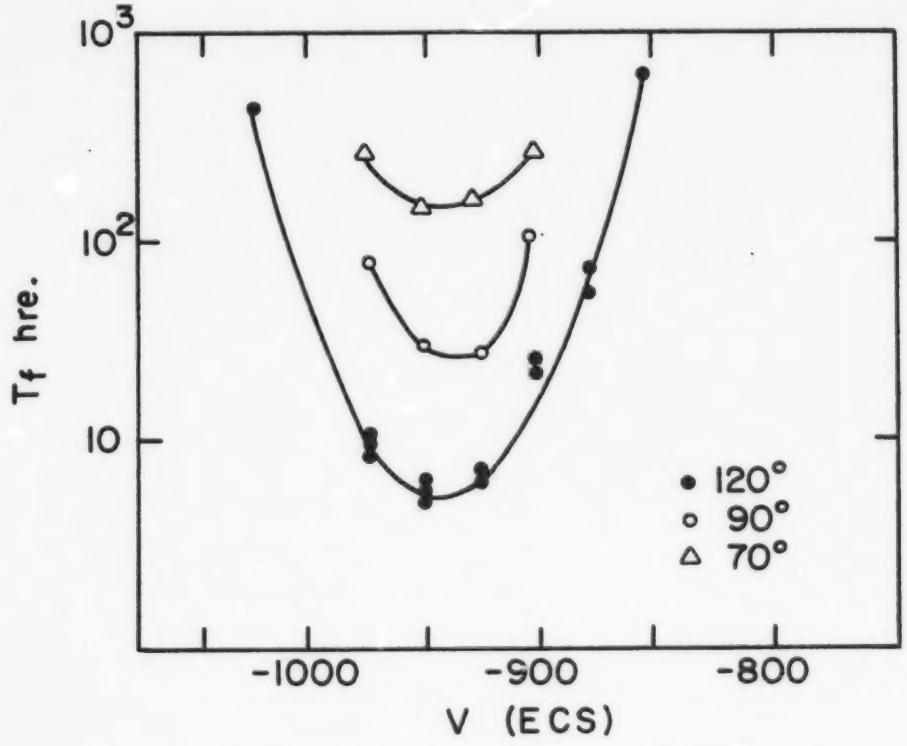


Figure 2.18 Temps à la fracture en fonction du potentiel imposé (mV/ECS) pour des aciers doux, NaOH 33%. A 120°C, 90°C et 70°C. Parkins (33).

On observe que l'acier pour ces trois températures est fragile pour un même potentiel critique égal à - 950 mV/ECS. Cette fragilité peut être quantifiée par le pourcentage de réduction de surface ou par le pourcentage de l'allongement ou bien comme ici par le temps à la fracture.

La figure (2.19) montre cette fois les résultats de Parkins (57) provenant d'essais à taux de déformation constant alors que le potentiel et la température étaient maintenus constant pendant tout l'essai. Nous observons de ces essais qu'il y a une réduction de surface mineure dans une zone de potentiel critique. Ceci nous démontre à nouveau le rôle prépondérant du potentiel critique à fragiliser l'acier.

Parkins (36) prétend que la CST sur l'acier soudé est plus dépendant du potentiel que ne l'est l'acier non soudé.

Il est à observer également que l'intervalle de potentiel susceptible à la corrosion s'élargit en fonction de la concentration de la soude caustique jusqu'à 70% NaOH Parkins (36). Voir fig. 2.20.

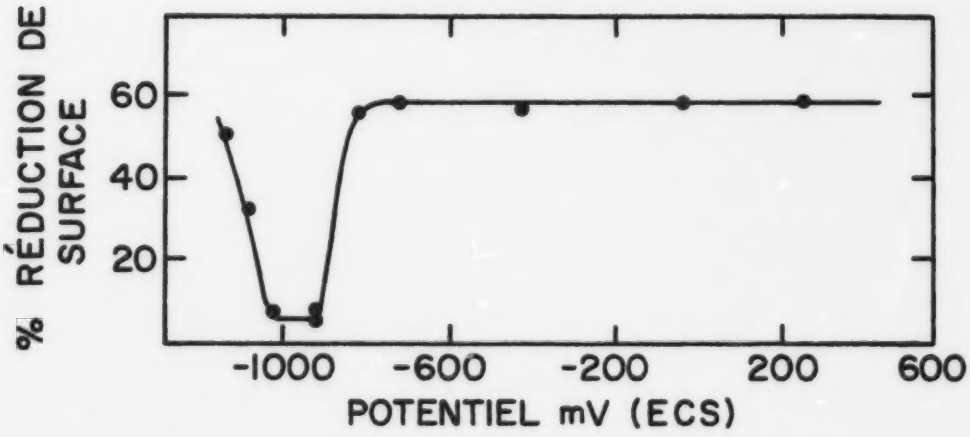


Figure 2.19 % de réduction de surface en fonction du potentiel imposé (mV/ECS) pour une vitesse de déformation égale à 4.2×10^{-6} s^{-1}. NaOH:35%. Parkins (57).

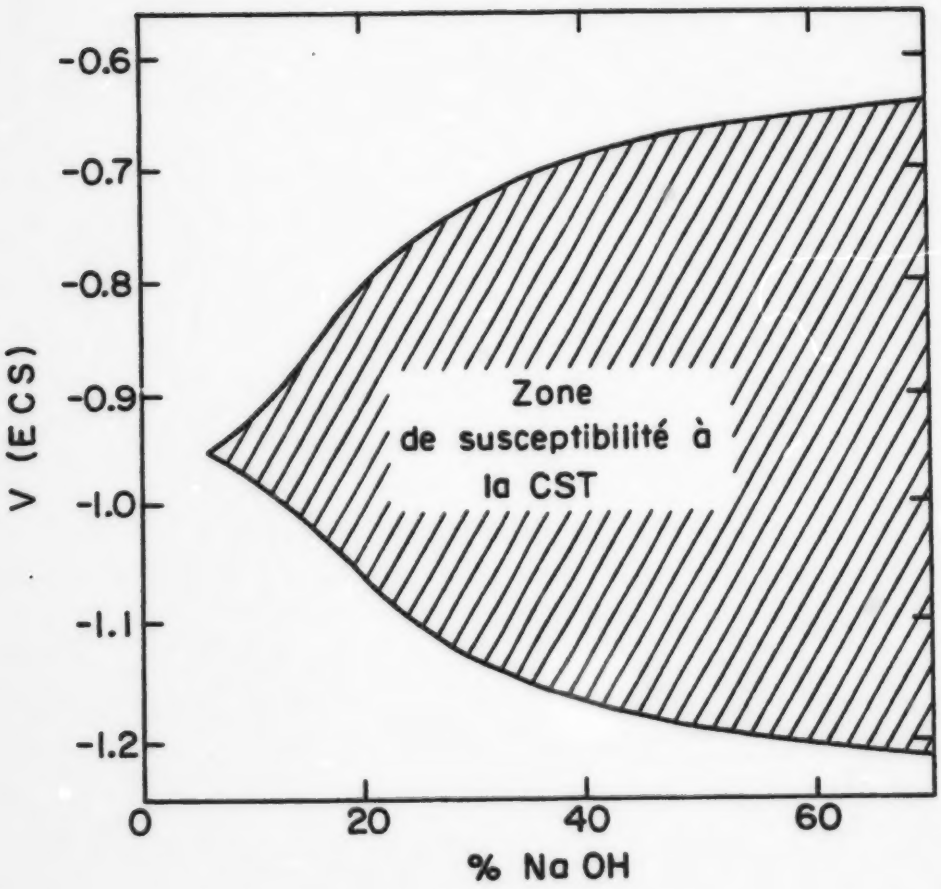


Figure 2.20 Zone de potentiel critique pour la CST des aciers au carbone en fonction de la concentration en NaOH pour des essais à taux de déformation constant. Parkins (36).

2.8 Influence de la vitesse de déformation sur la CST .

Lorsque l'on choisit comme type d'essai de CST celui à taux de déformation constant parce qu'il permet plusieurs avantages nous devons prendre cependant garde à la vitesse de déformation. Car la CST se manifestera différemment selon la vitesse de déformation choisie. Ce phénomène d'ailleurs varie selon l'alliage concerné également. En règle générale, pour tous les matériaux, lorsque la vitesse de déformation est trop élevée par exemple 10^{-4} mm/mm.-sec ou plus, l'échantillon rupture par une déformation plastique ductile, puisqu'il n'a pas suffisamment de temps pour permettre le développement des mécanismes de CST. A haute vitesse de déformation même si des fissures intergranutaires prennent place elles sont émoussées par la déformation plastique avant que la corrosion se manifeste au sommet de cette fissure.

Lorsque la vitesse de déformation est plus lente c'est-à-dire environ 10^{-5} à 10^{-6} mm/mm-sec, la corrosion fragilise le sommet de la fissure et précède la déformation plastique.

Lorsque la vitesse de déformation est beaucoup plus lente c'est-à-dire 10^{-7} à 10^{-9} mm/mm-sec; ce sont des essais d'environ une semaine ou plus; deux phénomènes peuvent se produirent.

1) Le cas des aciers dans NaOH; l'acier sera davantage fragile.
   Voir fig. (2.21) (60) Payer, Berry, Parkins.
2) Dans le cas d'alliage il se peut qu'ils se comportent différemment des aciers pour devenir moins fragile. C'est le cas de l'alliage Mg - Al dans une solution de Chlorure de chromate

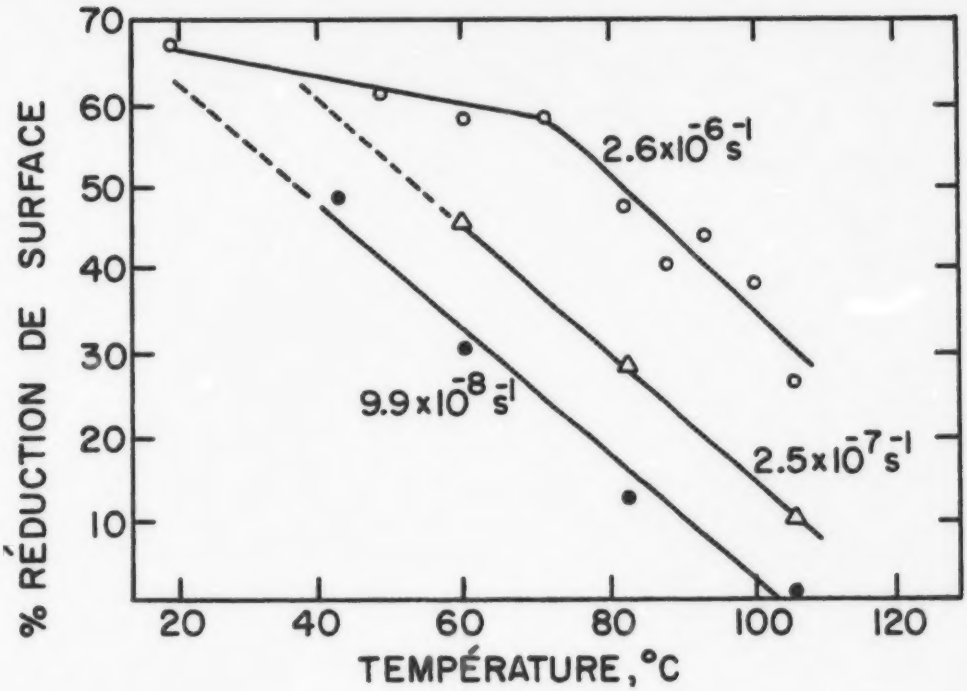


Figure 2.21 Influence de la température et du taux de déformation, sur la susceptibilité à la CST d'acier de pipeline X-52. 33% NaOH, E: -1080 mV/ECS. (Payer et al (60)).

où la CST ne se manifeste plus à très basse vitesse de déformation puisque la réaction de corrosion au sommet de la fissure est obstruée par la formation du film de corrosion et le comportement actif au sommet est inhibé par le film de corrosion qui se reforme plus rapidement que la déformation plastique. Donc pour certains alliages un intervalle de vitesse de déformation critique doit être respecté si l'on veut observer la CST. Voir fig. (2.22) (5) Parkins.

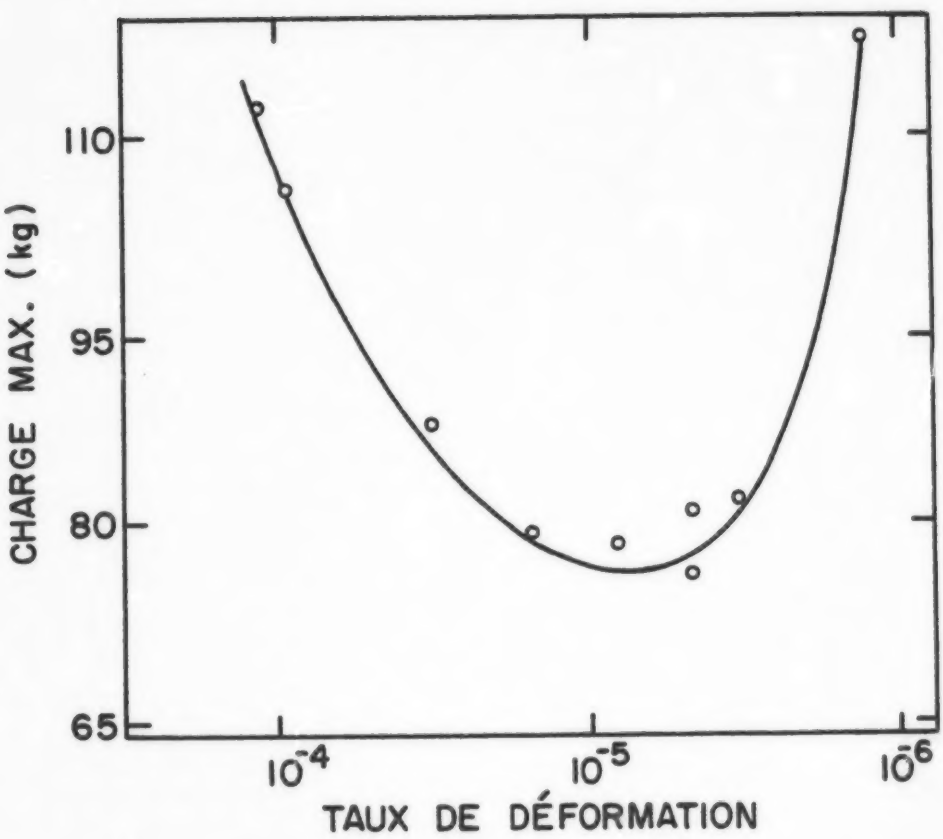


Figure 2.22 Influence du taux de déformation sur la susceptibilité à la CST d'un alliage Mg-Al dans une solution de chlorure de chromate. Parkins (5)

2.9 Application des courbes potentiocinétiques pour prévoir la susceptibilité à la CST des aciers .

A la section 2.7 nous avons vu l'influence du potentiel électrochimique comme un paramètre important dans les mécanismes de la CST à même titre que la concentration ou la température de l'environnement.

Puisque le potentiel critique est fonction de plusieurs paramètres tels le matériau et l'environnement, il est difficile de le déterminer.

Parkins (64) a observé que les esais potentiocinétiques pouvaient empiriquement nous donner le potentiel critique à la CST.

Le potentiel est critique lorsque empiriquement la différence de densité de courant entre les courbes de polarisation anodique à balayage rapide et à balayage lent" ΔI " divisé par la densité de courant à balayage lent I à un potentiel donné, dépasse 1000.

$$\Rightarrow \quad \frac{\Delta I}{I_s} > 1000 \qquad \text{Eg.2.5}$$

Cette méthode empirique s'explique par le fait que la courbe de polarisation anodique à haute vitesse de balayage permet de déterminer la zone de potentiel où le métal est très actif anodiquement sans qu''il y ait formation de couche protectrice. Lorsque l'on répète cette courbe à balayage de façon lente, on permet la formation d'un film protecteur. A la lumière des deux courbes on peut alors connaitre s'il y a une zone de potentiel où l'activité anodique est très élevée en l'absence de film protecteur comme dans le cas du sommet d'une fissure et s'il y a une activité quasi inexistente en présence du film.

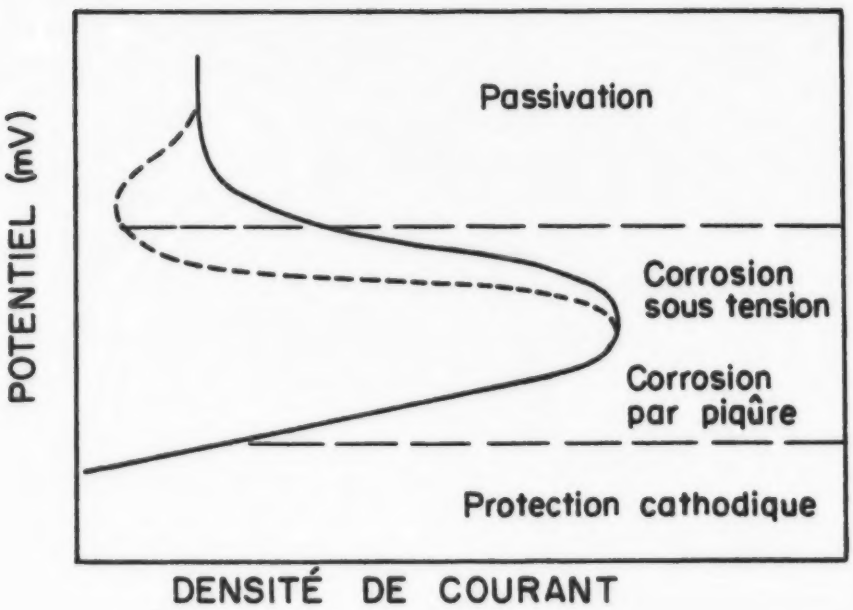


Figure 2.23 Courbe de polarisation anodique associée au comportement électrochimique. Parkins (5).

Si une telle zone de potentiel existe elle nous indiquera la zone où le métal est susceptible à la CST et nous orientera dans notre choix de potentiel à étudier avec des essais quantitatifs plus laborieux. Voir fig. (2.23) Parkins (5).

CHAPITRE III

MATERIAUX ETUDIES

3.1 Normes des aciers

Pour notre étude, nous avons retenu trois aciers distincts que nous avons expérimentés à l'état soudé et non soudé. Nous avons utilisé deux types d'aciers de qualité pour récipient sous pression c'est-à-dire les aciers A285 et A516. L'acier A285 est un acier à grains fins, calmé à l'aluminium donc désoxydé et l'acier A516 est un acier désoxydé sous vide à grains fins et à faible teneur en soufre. Nous avons choisi ensuite comme acier témoin un acier effervescent à grains grossiers; c'est-à-dire l'acier 1030.

Les aciers A285 et A516 sont des aciers qui répondent respectivement aux normes de l'ASTM A/285/A285M-82 (70) et A516/A516M-82 (71); pour la construction de réservoirs sous pression pouvant contenir des solutions caustiques.

Tableau 3.1

COMPOSITION DES ACIERS COMMERCIAUX STELCO
% EN POIDS

	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	Sr
A 516	0,24	1,15	0,008	0,007	0,25	0,044	0,025	0,033	0,004	0,002
A 285	0,19	0,71	0,020	0,026	0,01	0,007	0,004	0,033	0,002	0,002
1030	0,30	0,84	0,005	0,032	0,25	0,009	0,007	0,030	0,003	0,002

L'acier 1030 répond lui, à la norme AISI - SAE 1030, (72) et n'est pas un acier de réservoir mais plutôt un acier de construction.

3.2 Analyse chimique des aciers

Les trois aciers nous ont été fournis par la compagnie Stelco. Cette compagnie a pourvu à une analyse chimique des aciers qui fut confirmée ensuite sur les plaques reçues par le laboratoire central du ministère des transports du Québec à Ste-Foy, Province de Québec. L'analyse des trois aciers est fournie au tableau 3.1.

3.3 Propriétés mécaniques des aciers A285, A516 et 1030 .

Les propriétés mécaniques des trois aciers sont décrites au tableau 3.2 ci-dessous.

Tableau 3.2

Propriétés mécaniques des aciers A285, A516 et 1030

Aciers	Limite Elastique (MPa)	Limite Ultime (MPa)	% Elongation
A285	263	424	32
A516	357	541	38
1030	332	545	21

On observe au tableau 3.2 que l'acier 1030 possède la plus haute limite ultime, que l'acier A516 possède la plus haute limite élastique et la plus haute ductilité en % d'élongation.

CHAPITRE IV

ETUDE METALLURGIQUE DES SOUDURES

4.1 Procédures de nos soudures

Nous avons exécuté nos travaux sur les aciers: A285, A516 et 1030 soudés par deux passes à l'arc submergé. Ces soudures furent exécutées à l'Institut de Soudage du Canada et examinées par radiographie au laboratoire de la compagnie d'essais non destructifs Crawford Mcleish à Montréal, Québec.

4.2 Conditions de soudage

Première passe sur un premier coté .

660 - 670A

34 - 36V

Température initiale de la plaque pour la première passe = 25 C.

Température à la fin de la première passe = 90 C.

Deuxième passe de l'autre coté de la plaque .

700 - 720A pour s'assurer d'une bonne pénétration.

34 - 36V

Température initiale de la plaque pour la deuxième passe = 90 C.

Température à la fin de la deuxième passe = 180 C.

Vitesse de soudage = 56 cm/min.

Flux: Linde 80

Fil : Oxweld 80

Aucun préchauffage ou post-chauffage n'était exigé par les normes.

Aucun traitement de relaxation de contrainte ne fut appliqué.

4.3 Analyse chimique des soudures .

Le soudage à l'arc submergé est un procédé à haute énergie permettant une dilution du métal de base constituant environ 30% du joint de soudure. Le même métal d'apport fut utilisé pour nos trois aciers. Ce métal contenait 0.08% de carbone et 1.23% de manganèse afin d'obtenir une bonne soudabilité. Pour cette raison la composition du joint de soudure est différente de la composition du métal de base. On retrouve au tableau 4.1 la composition du joint de soudure versus son métal de base en carbone et en manganèse pour les trois aciers. Cette analyse fut exécutée gracieusement par le laboratoire central du ministère des transports du Québec; Ste-Foy, Québec.

Tableau 4.1

Composition du joint de soudure à l'arc submergé versus le métal de base pour les aciers A 285, A 516, 1030

	Joint de soudure		Métal de base	
	% Carbone	%Manganèse	%Carbone	%Manganèse
Acier A 285	0.15	0.94	0.19	0.71
Acier A 516	0.18	1.18	0.24	1.15
Acier 1030	0.22	1.04	0.30	0.84

4.4 Examen macrographique de nos aciers

L'aspect thermique d'une soudure et sa solidification entrainent une hétérogénéité de la structure métallurgique. La figure 4.1 permet de distinguer quatre zônes disposées symétriquement par rapport au plan médian.

1/ Zone fondue : Zone où durant l'exécution de la soudure, l'état liquide a été obtenu, suivi d'une solidification. Cette zone forme une structure basaltique qui consiste en des regroupements de grains allongés de ferrite aciculaire.

2/ Zone de liaison : De part et d'autre de la zone fondue se trouve la zone de liaison. En fait dans le cas de notre acier, on observe les effets d'une fusion partielle entre le liquidus et le solidus. Il n'y a pas de discontinuité dans cette zone, puisque les grains de solidification de la zone fondue s'orientent par épitaxie sur ceux du métal de base. Il en résulte que les joints de grains du métal de base trouvent leur prolongement dans le métal fondu ou à travers de la zone de liaison.

3/ Zone thermiquenent affectée : Cette zone existe au-delà de la zone de liaison. Elle est constituée par l'étendue du métal de base qui a été austénitisé au cours du cycle de soudage ainsi qu'une région avoisinante à cette étendue, dans le cas où le temps de solidification permet une diffusion importante du carbone, nous pouvons assister à une coalescence de la perlite.

Fig. 4.1 Macrostructure de l'acier A 285 soudé à l'arc submergé; 2passes. Les quatre zones de la macrostructure sont identifiées:

1/ Zone fondue
2/ Zone de liaison
3/ Zone thermiquement affectée
4/ Zone non affectée

Cette zone thermiquement affectée est dans notre cas le siège de trois microstructures: widmanstaetten, affinée et coalescence de la perlite.

4/ Zone non affectée : Cette zone existe au delà de la zone thermiquement affectée où l'on retrouve le métal de base non affecté par la soudure; tout au moins du point de vue des modifications physico-chimiques que peut entrainer le soudage. Il va de soi que les effets du soudage, considérés à d'autres points de vue, tels que ceux qui concernent les contraintes résiduelles par exemple, ne cessent pas à la limite extérieure de la zone thermiquement affectée. Les contraintes résiduelles ne sollicitent pas la CST dans le métal de base puisque dans cette zone les contraintes résiduelles sont en compression si elles existent. On retrouve une seule microstructure dans la zone non affectée; celle du métal de base.

4.5 Schéma de dureté des aciers soudés A285, A516 et 1030 .

Dans la littérature scientifique certains auteurs ont fait un lien direct entre la dureté de l'acier et son degré de susceptibilité à la CST. Puisque en présence d'une soudure il y a augmentation de dureté de l'acier dans certaines zones de la soudure, nous nous sommes arrêtés sur ce sujet pour savoir s'il existe également une relation de causalité entre la dureté des structures métallurgiques de la soudure et leur susceptibilité.

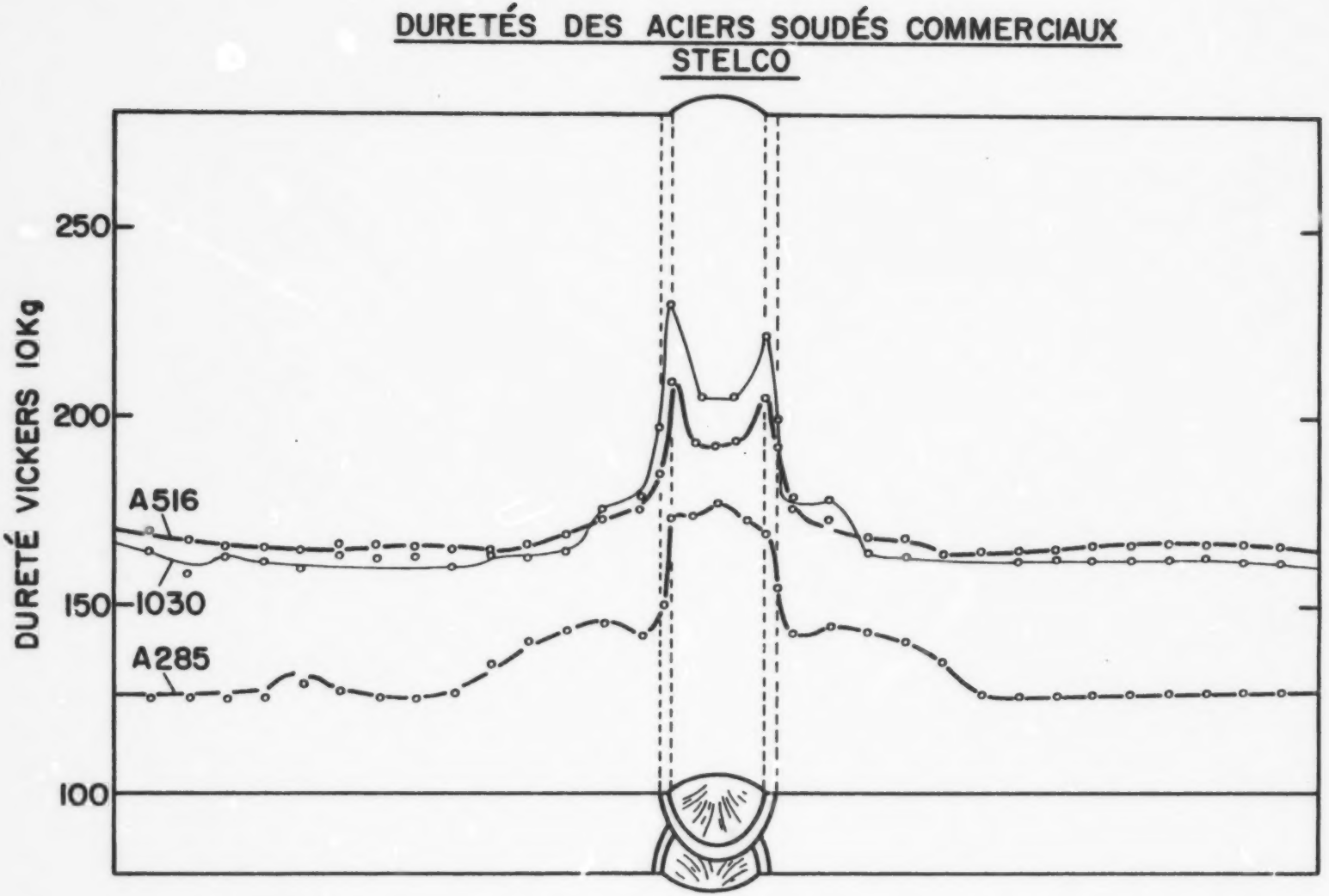


Figure 4.2 Schéma de dureté des aciers soudés A 285, A 516 et 1030. Les pointillés délimitent la zone affectée thermiquement.

A la figure 4.2, nous retrouvons un schéma de dureté pour les zones des soudures des aciers A285, A516 et 1030 soudés à l'air. Pour l'acier A285 nous observons que la dureté est maximale dans les zones fondues et thermiquement affectées tandis que pour les aciers A516 et 1030 cette dureté maximale se situe dans la zone affectée thermiquement; plus précisément dans la structure de widmanstaetten. On observe également que pour les trois aciers; le métal de base possède la plus faible dureté. Un fait intéressant à observer est que l'acier A285 possède la plus faible dureté parmi les trois aciers.

Si une relation de causabilité existe entre la dureté et la CST comme le préconisent certains auteurs Gooch(51) et Kotecki(53), nous serions en droit d'attendre que l'acier non soudé A516 soit le plus susceptible à la CST, l'acier 1030 soudé le plus susceptible à la CST au niveau du joint de soudure et que l'acier A285 le plus résistant à la CST tant à l'état soudé que non soudé. Il serait également légitime de croire par le schéma de dureté que pour ces trois aciers, la CST se manifestera fort probablement dans la zone affectée thermiquement ou dans le cordon de soudure. Nous serons en mesure de vérifier ces hypothèses au chapitre six.

4.6 Examen micrographique des aciers soudés .

A la section 4.4 nous avons étudié la macrographie de nos soudures et identifié quatre zones.

Dans cette section-ci, nous irons plus loin, en ce sens que nous examinerons les microstructures de ces zones ainsi que leur povenance sur le diagramme d'Equilibre Fer - Carbone.

Aux figures 4.3, 4.4, et 4.5 nous retrouvons les cinqs principales microstructures de la soudure, identifiées à leur macrostructure pour les aciers A285, A516 et 1030. A la figure 4.6 nous avons un diagramme d'équilibre fer - carbone où est représentée la température maximale atteinte pour chacune des microstructures.

4.6.1 Description des microstructures

Structure balsaltique .Figures 4.3a, 4.4a et 4.5a. Il s'agit d'une structure solidifiée relativement rapidement à partir de 1500 C. Il y a formation de grains de ferrite orientés en fonction de la solidification appelé ferrite aciculaire. Pour l'acier A285, il s'agit de la structure cristalline possédant la plus haute duretée.

Structure Widmanstaetten . Figures 4.3b, 4.4b et 4.5b. Cette structure résulte de la croissance des grains d'austénite par surchauffe dans le domaine élevé (1100 à 1475 C.); la structure de widmanstaetten s'est formée lors du refroidissement rapide à travers l'intervalle de transformation. Pour les aciers A516 et 1030 il s'agit de la structure cristalline possédant la plus haute dureté.

Structure affinée Figures 4.3c, 4.4c et 4.5c. C'est une structure très fine et homogène de l'acier de base qui a été normalisé par un bref réchauffage juste au dessus de A_1 (Voir figure 4.6) c'est à dire environ

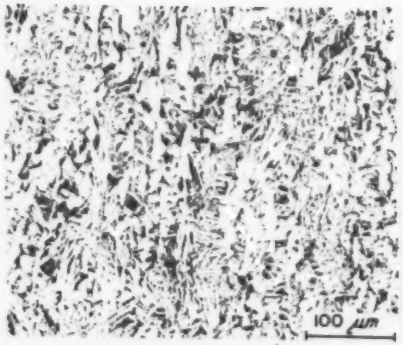
850 C à 1000 C, suivi d'un refroidissement rapide à travers le domaine de transformation; ce sont les conditions idéales de l'affinage du grain.

Structure de coalescence de la perlite : Figures 4.3d, 4.4d et 4.5d. Il s'agit de la structure du métal de base, ferrite - perlite qui subit un traitement thermique de sphéroidisation ou de coalescence de la perlite entre 680 et 720 C lorsque le refroidissement est lent ou qui subit une austénitisation partielle de la perlite un peu au dessus de 720 C.

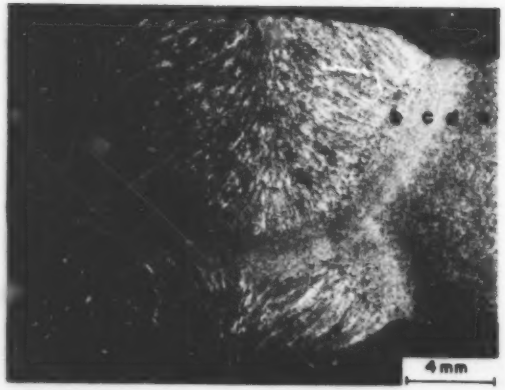
Structure du métal de base . Figures 4.3e, 4.4e et 4.5e. Nous sommes en présence ici de la structure du métal de base non austénitisé, ni affecté thermiquement. Le grain n'a pas changé, de sorte qu'on ne peut distinguer aucune modification de la structure cristalline.

Nous observons que ces aciers respectent les normes de soudage par leur qualité de pénétration des passes et par l'absence de martensite aciculaire. Nous sommes donc en présence de microstructures reconnues comme non dangereuses à la fissuration à chaud ou à la CST.

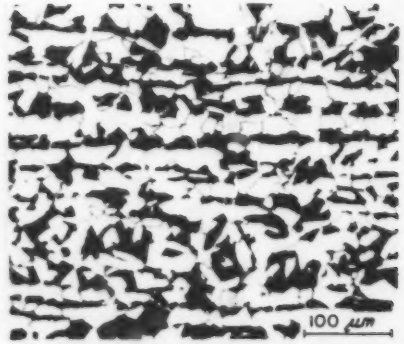
ACIER A285



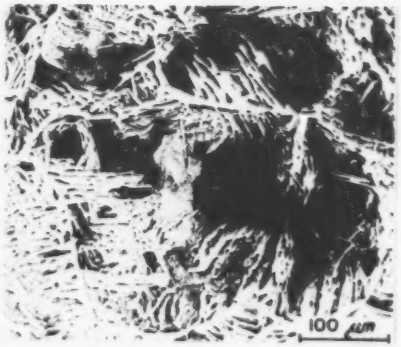
a) CORDON DE SOUDURE
STRUCTURE "BASALTIQUE"
NITAL 2.5 % VPN (10 Kg) = 175



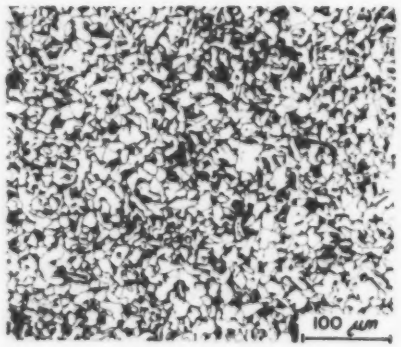
ACIER SOUDÉ A 285 NITAL 10 %
SOUDURE À L'ARC SUBMERGÉE, 2 PASSES



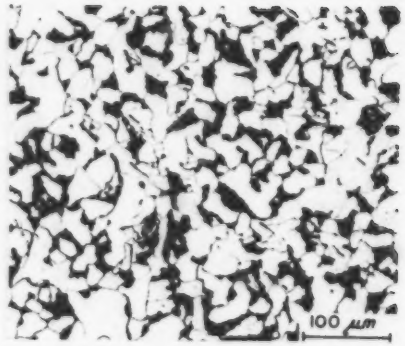
e) MÉTAL DE BASE A285
NITAL 2.5 % VPN (10 Kg) = 126



b) STRUCTURE WIDMANSTAETTEN
NITAL 2.5 % VPN (10 Kg) = 173



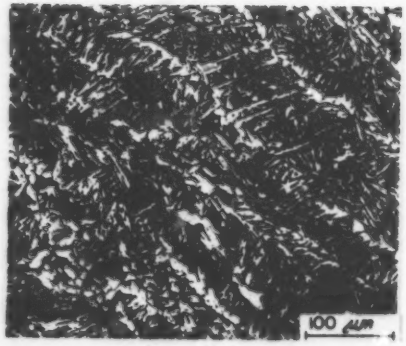
c) STRUCTURE AFFINÉE
NITAL 2.5 % VPN (10 Kg) = 151



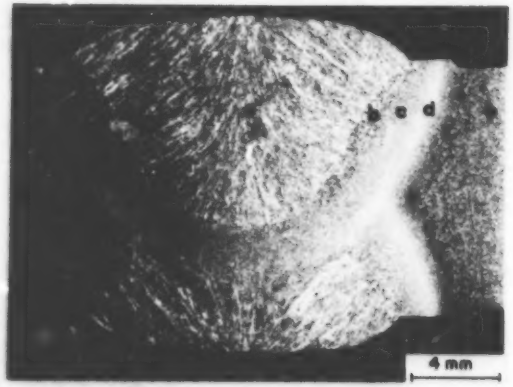
d) STRUCTURE DE COALESCENCE
DE LA PERLITE
NITAL 2.5 % VPN (10 Kg) = 142

Figure (4.3) STRUCTURES DE L'ACIER SOUDÉ A 285

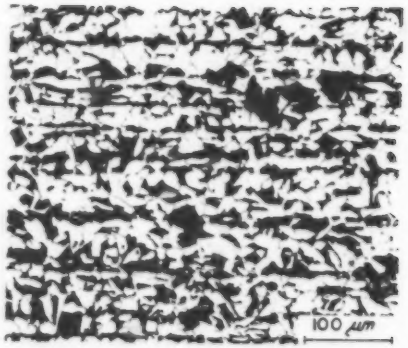
ACIER A516



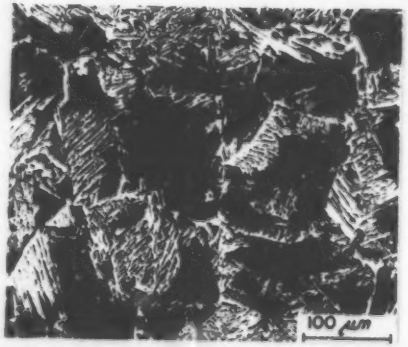
a) CORDON DE SOUDURE
STRUCTURE "BASALTIQUE"
NITAL 2.5% VPN (10 Kg) = 194



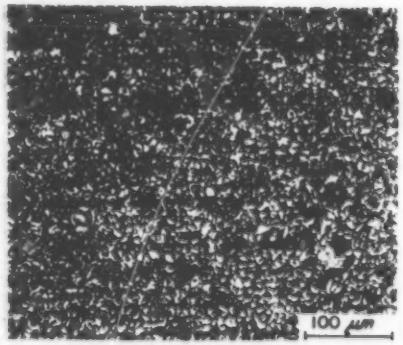
ACIER SOUDÉ A 516 NITAL 10%
SOUDURE À L'ARC SUBMERGÉE, 2 PASSES



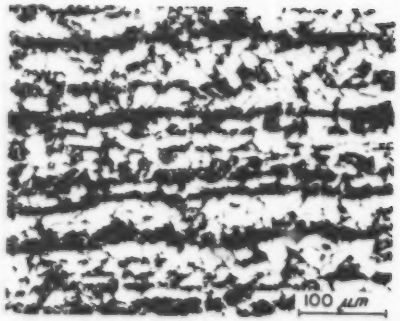
e) MÉTAL DE BASE A 516
NITAL 2.5% VPN (10 Kg) = 166



b) STRUCTURE DE WIDMANSTAETTEN
NITAL 2.5% VPN (10 Kg) = 209



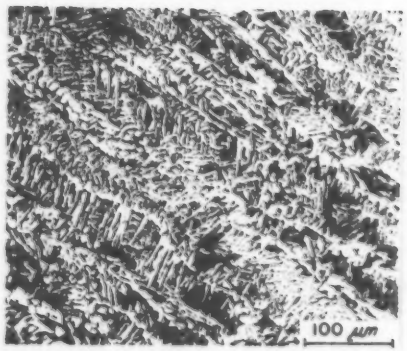
c) STRUCTURE AFFINÉE
NITAL 2,5% VPN (10 Kg) = 192



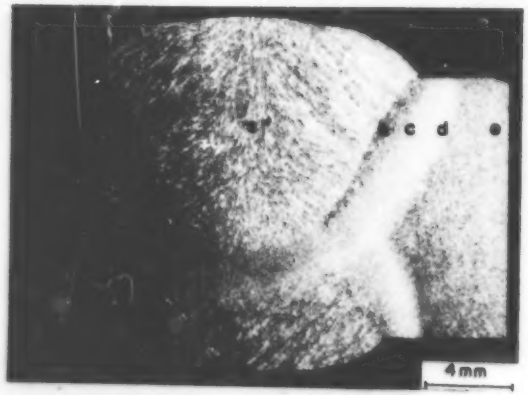
d) STRUCTURE DE COALESCENCE
DE LA PERLITE
NITAL 2.5 % VPN (10 Kg) = 176

Figure (4.4) STRUCTURES DE L'ACIER SOUDÉ A 516

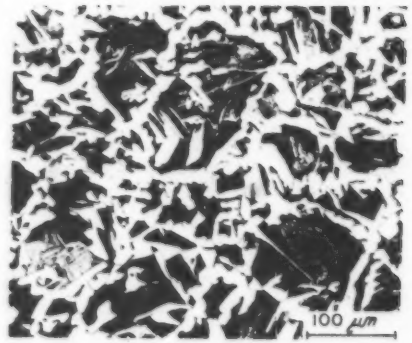
ACIER 1030



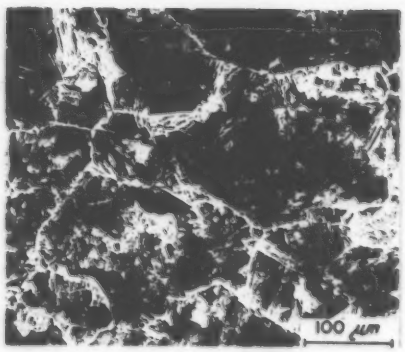
a) CORDON DE SOUDURE
STRUCTURE "BASALTIQUE"
NITAL 2.5% VPN (10 Kg) = 206



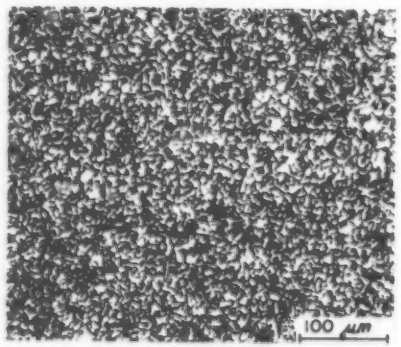
ACIER SOUDÉ 1030 NITAL 10%
SOUDURE À L'ARC SUBMERGÉE: 2 PASSES



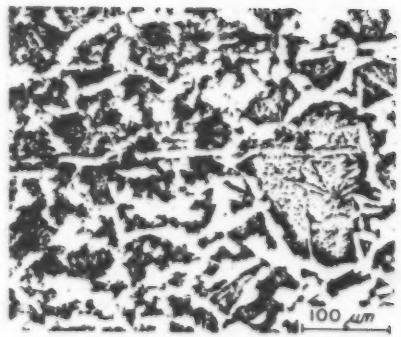
e) METAL DE BASE A285
NITAL 2.5% VPN (10 Kg) = 165



b) STRUCTURE WIDMANSTAETTEN
NITAL 2.5% VPN (10 Kg) = 230



c) STRUCTURE AFFINÉE
NITAL 2.5% VPN (10 Mg) = 198



d) STRUCTURE DE COALESCENCE
DE LA PERLITE
NITAL 2.5% VPN (10 Kg) = 177

Figure (4.5) STRUCTURES DE L'ACIER SOUDÉ 1030

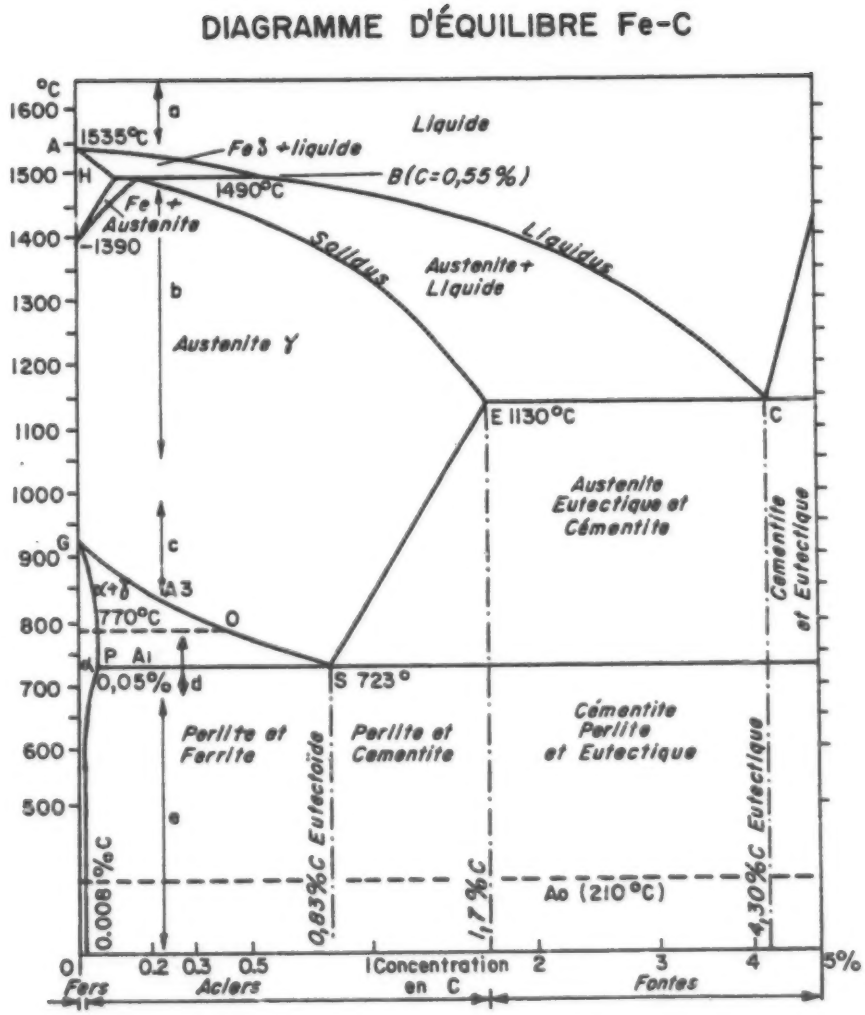


Figure 4.6 Diagramme d'équilibre Fer-Carbone.
Les flèches verticales délimitent les températures maximales atteintes pour les microstructures: a,b,c d,e, des aciers soudés A 285, A 516 et 1030.

CHAPITRE V

ESSAIS ELECTROCHIMIQUES SUR LES MICROSTRUCTURES DES ACIERS SOUDES

5.1 Appareillage et Conditions expérimentales

5.1.1 Cellule de corrosion

Comme la soude caustique est une solution très corrosive, le choix du matériau pour la fabrication de la cellule de corrosion est assez restreint si nous ne voulons pas contaminer l'électrolyte des produits de corrosion. Nous avons opté pour le téflon puisque ce matériau est à la fois: un matériau inerte dans la soude caustique concentrée chaude et un isolant thermique permettant la stabilisation de la température de l'électrolyte.

Le schéma de la cellule de corrosion est présenté à la figure 5.1. La cellule est constituée de deux compartiments: l'un pour l'électrode de travail et l'autre pour l'électrode de référence au calomel saturé.

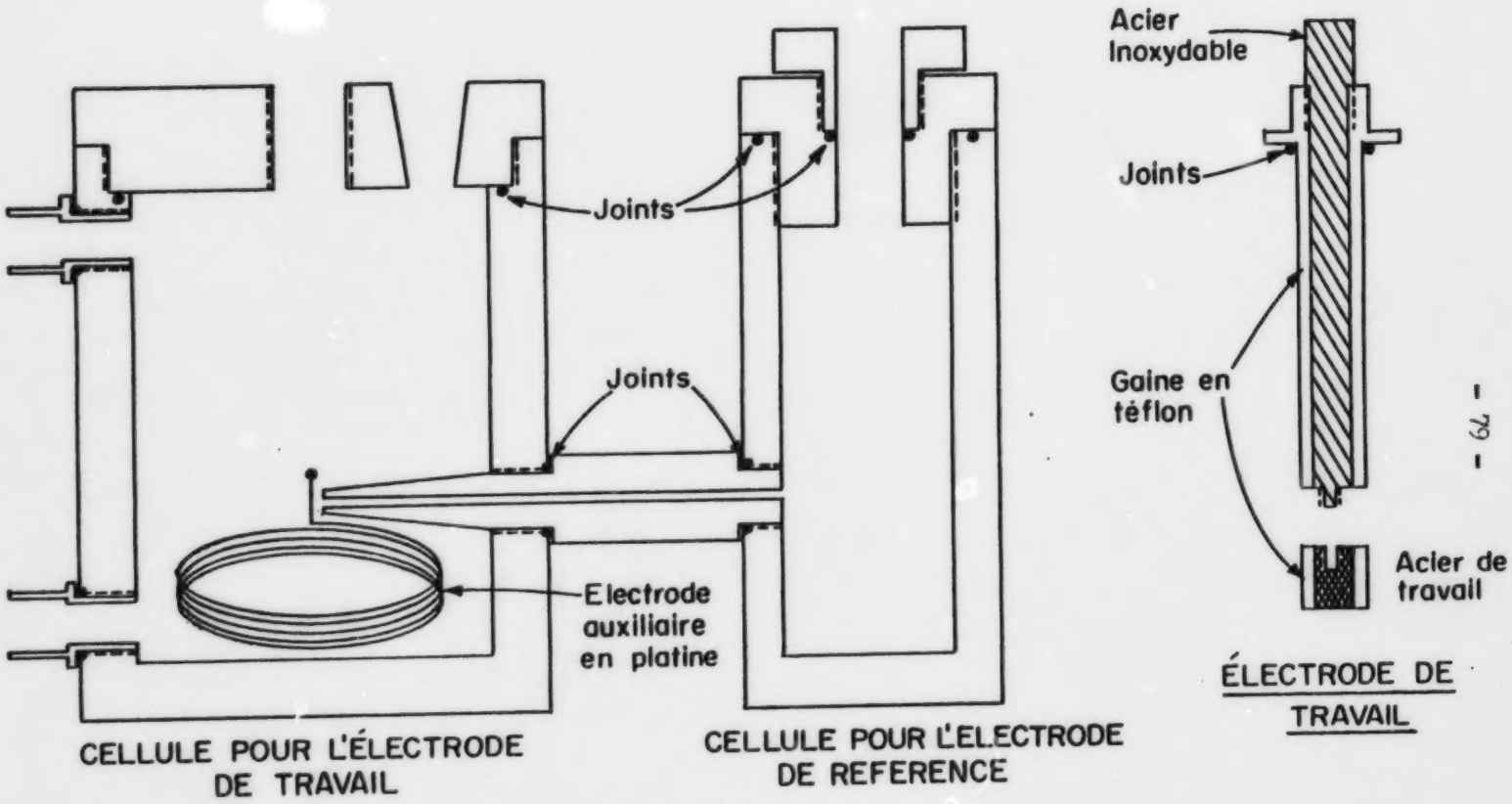


SCHÉMA DE LA CELLULE
DE CORROSION
EN TÉFLON

Figure 5.1

Ces deux compartiments sont reliés l'un à l'autre par un capillaire Luggin fait en téflon et rembourré d'amiante fibreuse. Le capillaire est recouvert d'une membrane en téflon poreux à l'intérieur de la cellule pour empêcher la contamination de l'électrolyte par les fibres d'amiante. L'électrode auxiliaires de la cellule est constituée d'un fil de platine de 0.5 mètre de long, en forme de spirale.

5.1.2 Montage Potentiocinétique

Pour les essais potentiocinétiques, nous nous sommes servis d'un potentiostat (modèle 173 - 373) muni d'un servovit (modèle 175) de la compagnie Princeton. L'enregistrement des résultats se faisait sur des tables traçantes: X - Y de Hewlett Packard (modèle 202). D'autres équipements tels que les millivoltmètres (Hewlett Packard), le bain thermostaté (Haake) pour le chauffage de la solution, une pompe en téflon de marque ASTI (Cole Parmer) pour la circulation de la solution, complètent le montage.

Un schéma du montage global est présenté à la figure 5.2.

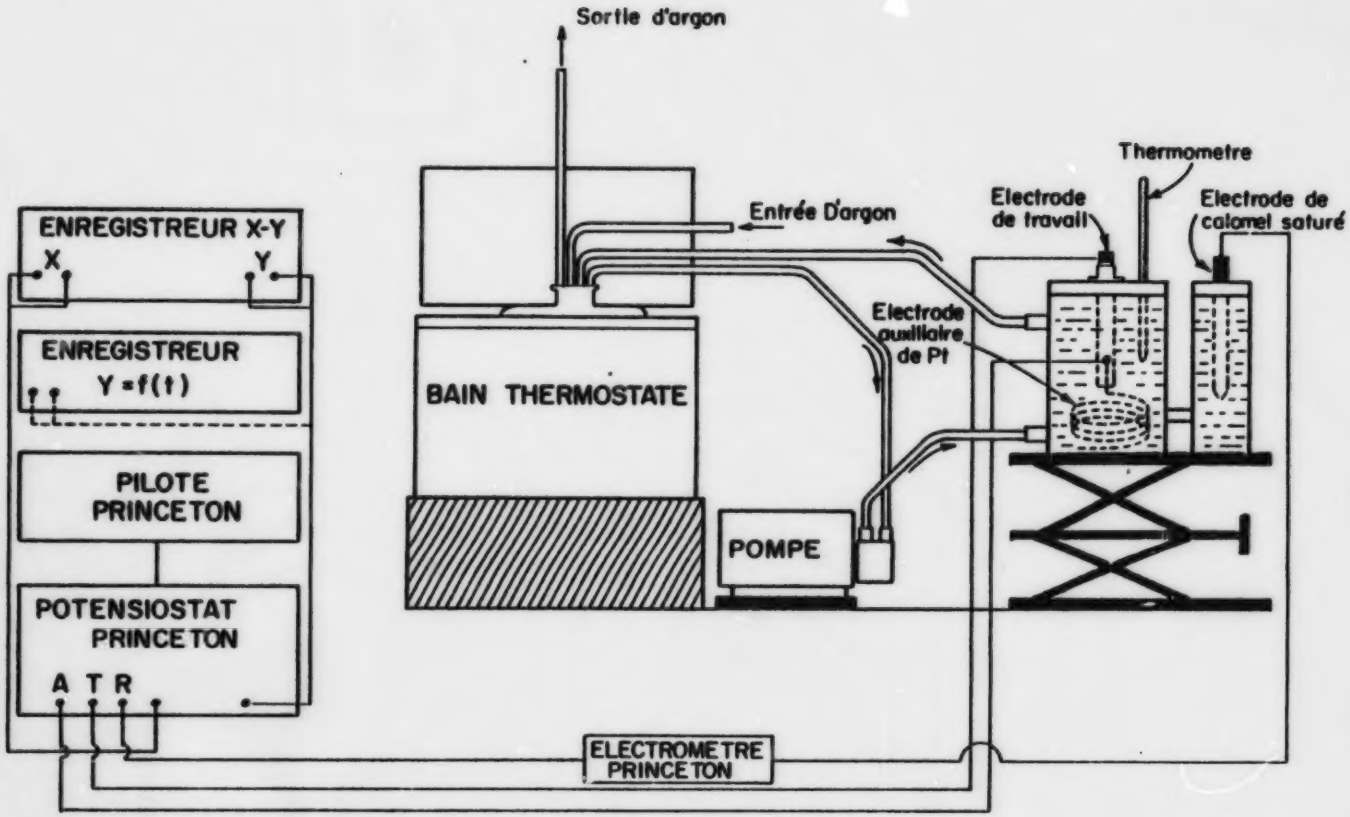


Figure 5.2 Schéma du montage potentiocinétique.

5.1.3 Montage de pile galvanique

Pour déceler la présence de pile galvanique entre les microstructures, il fallut utiliser un montage très sensible. Pour ce faire nous avons utilisé un picoampéremètre Keithley 414 A pour mesurer le courant de pile en fonction du temps entre les microstructures. Les microstructures étaient séparées par une résistance de 20 ohms; pour maintenir l'effet de pile sur un intervalle de temps convenable. Le potentiel de chaque microstructure était enregistré par rapport à une électrode de calomel saturée en fonction du temps à l'aide de deux millivoltmètres électroniques (Tacussel). Les mesures étaient enregistrées par deux enregistreurs Fisher recordall Série 5000.

D'autres équipements similaires au montage potentiocinétique complètent le montage. Un schéma du montage est présenté à la figure 5.3.

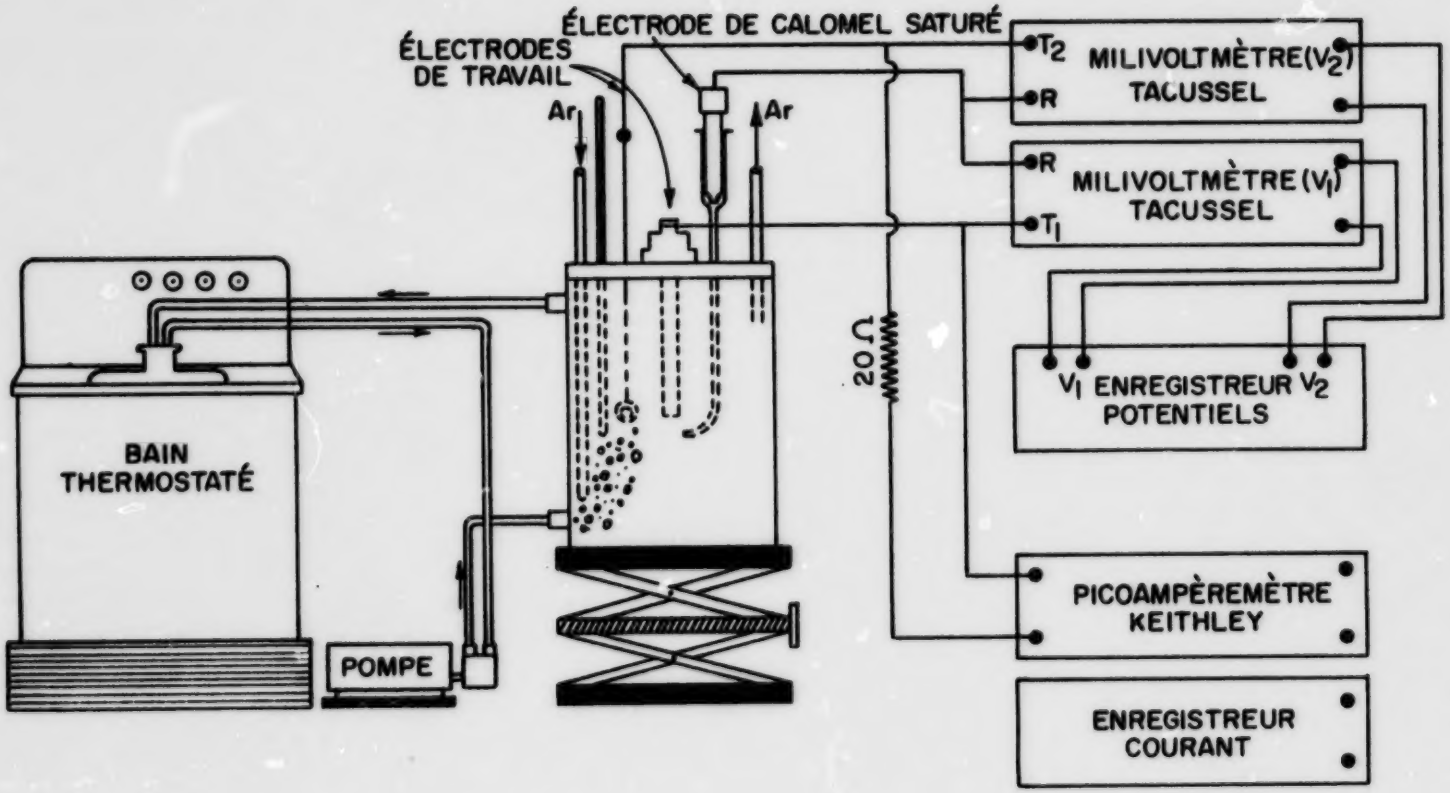


Figure 5.3 Schéma du montage pour mesurer les effets de pile galvanique.

5.1.43 Electrolyte

Nous avons utilisé un seul électrolyte pour nos recherches sur l'influence de la soudure sur la CST; soit une solution de soude caustique pure à 7.74M dm^{-3} à partir de NaOH de grade certifié ACS (Fisher) en pastilles dissoutes dans l'eau déionisée ayant une résistivité inférieure à 1 MΩ.

L'electrolyte était désoxygéné par barbotage d'Argon prépurifié au moins 1 heure avant la première expérimentation et pendant toute la durée des expériences.

Le chauffage de la solution était fait par un bain thermostaté à l'huile où baignait le réservoir de NaOH de 2 litres en téflon. La température était maintenue constante à 105 C à l'intérieur de la cellule de corrosion.

La circulation de l'électrolyte dans le montage était effectuée à l'aide d'une pompe en téflon à un débit de 1.0 litre par minute.

5.2 Etude Potentiocinétique sur les microstructures de la soudure

5.2.1 Procédures expérimentales

Nous avons entrepris ces études afin de déterminer la région de potentiel de susceptibilité à la CST de nos aciers. Nos essais potentiocinétiques se sont faits à une seule et même température: 105 C.

Pour la vitesse de balayage nous nous sommes inspirés des travaux de Parkins (63) pour choisir deux vitesses; une vitesse lente (0.33 mVs^{-1}) et une vitesse rapide (16.0 mVs^{-1}). le tracé des courbes de polarisation cathodique et anodique se faisait à partir du potentiel - 1400 jusqu'à 0.0 mV/ECS en fonction du logarithme du courant.

Les échantillons de travail avaient 28.8 mm^2 de surface et étaient machinés perpendiculairement à la zone affectée thermiquement de la soudure. Voir fig.5.4. Ces échantillons sont ensuite introduits dans une gaine en téflon pour ne laisser exposé à la corrosion que la section étudiée.

La préparation de l'électrode de travail consistait premièrement à obtenir la microstructure homogène désirée; donc un polissage progressif suivi d'une attaque au nital 2.5% et d'un examen au microscope optique. L'échantillon était ensuite repoli au papier sablé 600 pour enlever toute trace de l'attaque au nital, puis nettoyé dans une solution HCL 1M pour enlever la couche de Beilly, puis rincer à l'eau déionisée pour enfin être plongé dans la cellule de corrosion.

Après l'insertion de l'échantillon dans la cellule, la circulation de l'électrolyte était mise en marche. Nous prenions la valeur du potentiel de corrosion à l'immersion puis imposions une polarisation cathodique à -1.4 V/ECS durant 15 minutes.

Il est à noter que les potentiels donnés dans cette thèse sont calculés par rapport à l'électrode calomel saturée.

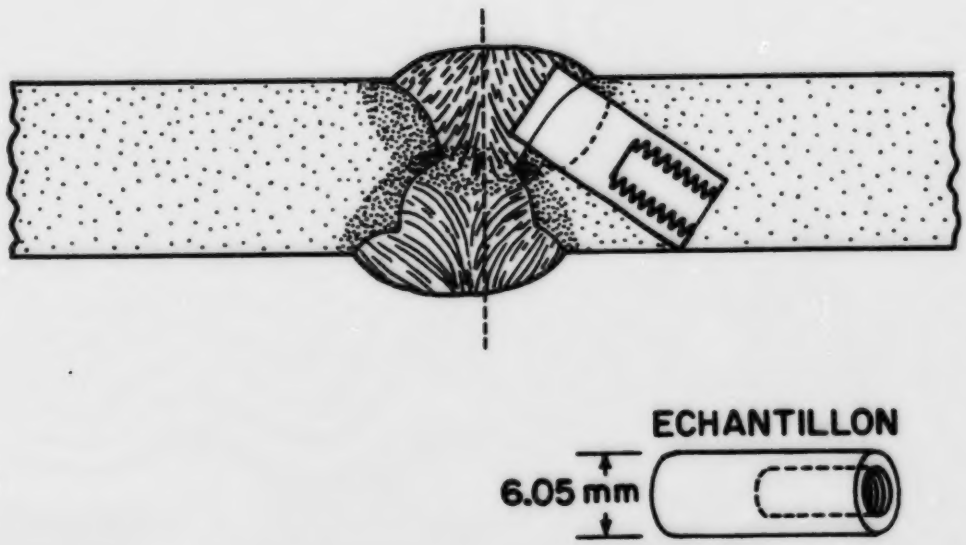


Figure 5.4 Schéma illustrant la provenance de nos échantillons électrochimiques machinés perpendiculairement à la zone affectée thermiquement.

Ces manipulations se sont répétées jusqu'à ce que nous passions au travers des cinq microstructures de l'échantillon; Basaltique, Widmanstaetten, Affinée, Coalescence de la perlite et Métal de base.

5.2.2 Résultats expérimentaux

Des études préliminaires furent effectuées sur l'acier A285 soudé pour nous permettre la mise au point d'une technique d'isolement des microstructures d'une soudure. Lorsque notre étude des microstructures de l'acier A285 soudé fut concluante, nous avons étudié les aciers A516 et 1030 soudés.

La comparaison des résultats, démontra que les trois aciers avaient les mêmes tendances au niveau de la susceptibilité de leur microstructures à la CST.

Puisque la procédure de soudage est la même pour les trois aciers, chaque acier soudé possède cinq microstructures. Nous avons retenu en graphique seulement les courbes potentiocinétiques des microstructures de l'acier A285 soudé et joint en tableau les principales données pour les trois aciers. Ces courbes potentiocinétiques sont représentées aux figures 5.6 à 5.11.

Nous recherchions à l'aide de ces courbes à connaitre s'il y avait une microstructure plus susceptible qu'une autre à la CST. Pour ce faire, nous voulions établir la zone de potentiel pour chacune des microstructures où leur comportement serait "actif-passif" c'est-à-dire pour un potentiel donné dit critique; l'acier serait actif à balayage rapide et passif à balayage lent.

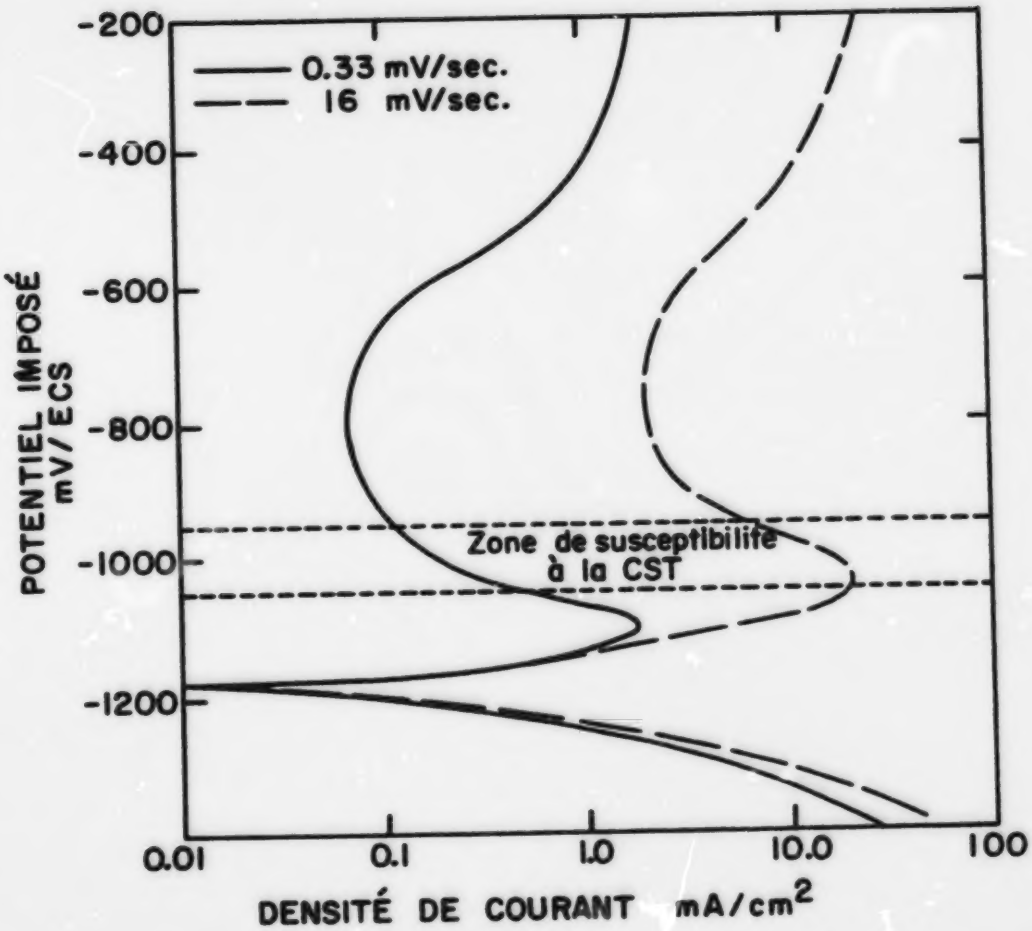


Figure 5.5 Schéma illustrant comment nous avons déterminé pour chaque microstructure, la zone de potentiel susceptible à la CST.

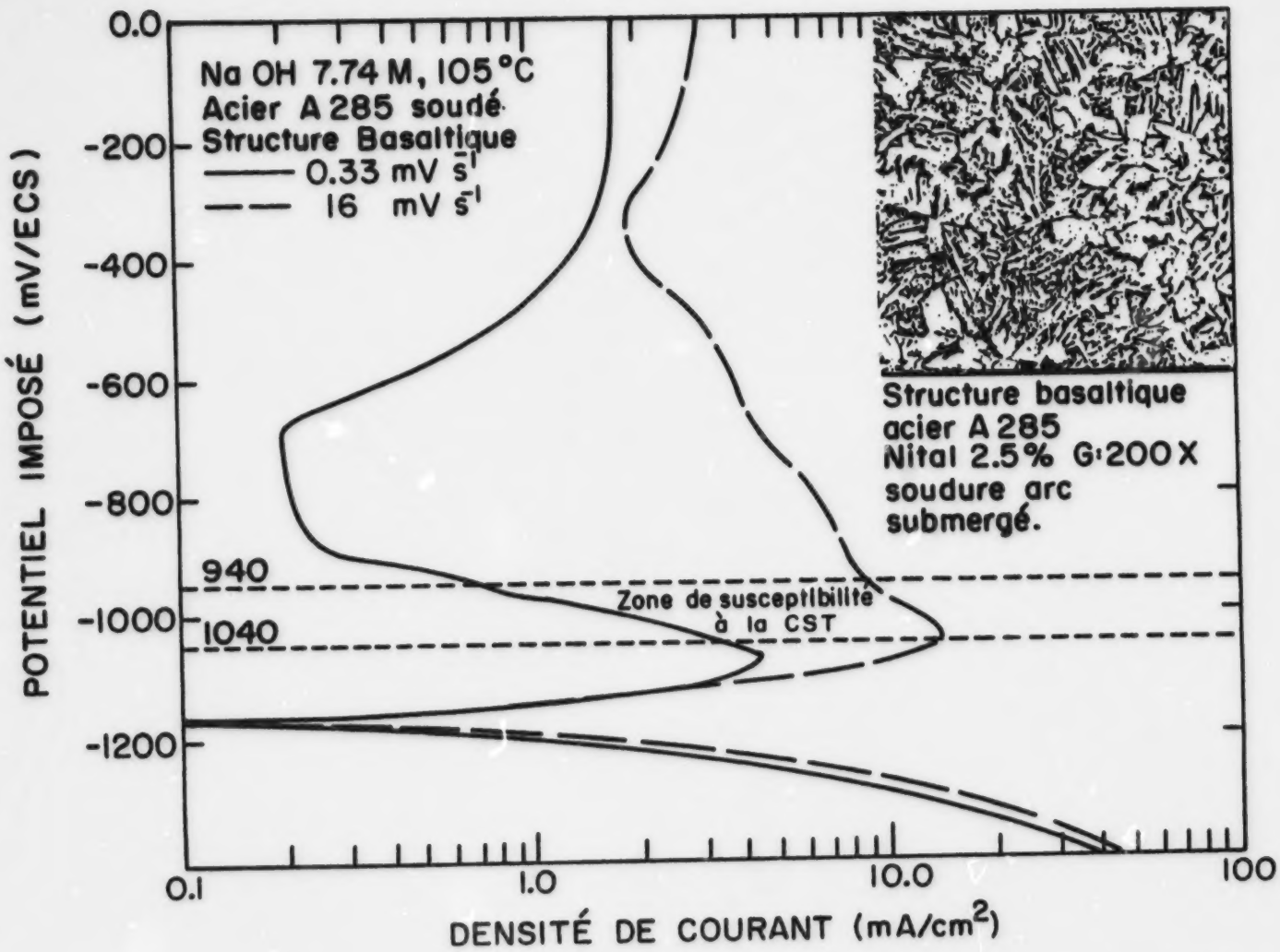


Figure 5.6 Courbe de polarisation de la structure basaltique de l'acier A 285 pour deux vitesses de balayage différents: 0.33 mV et 16.0 mV/s. NaOH 7.74 M. 105°C.

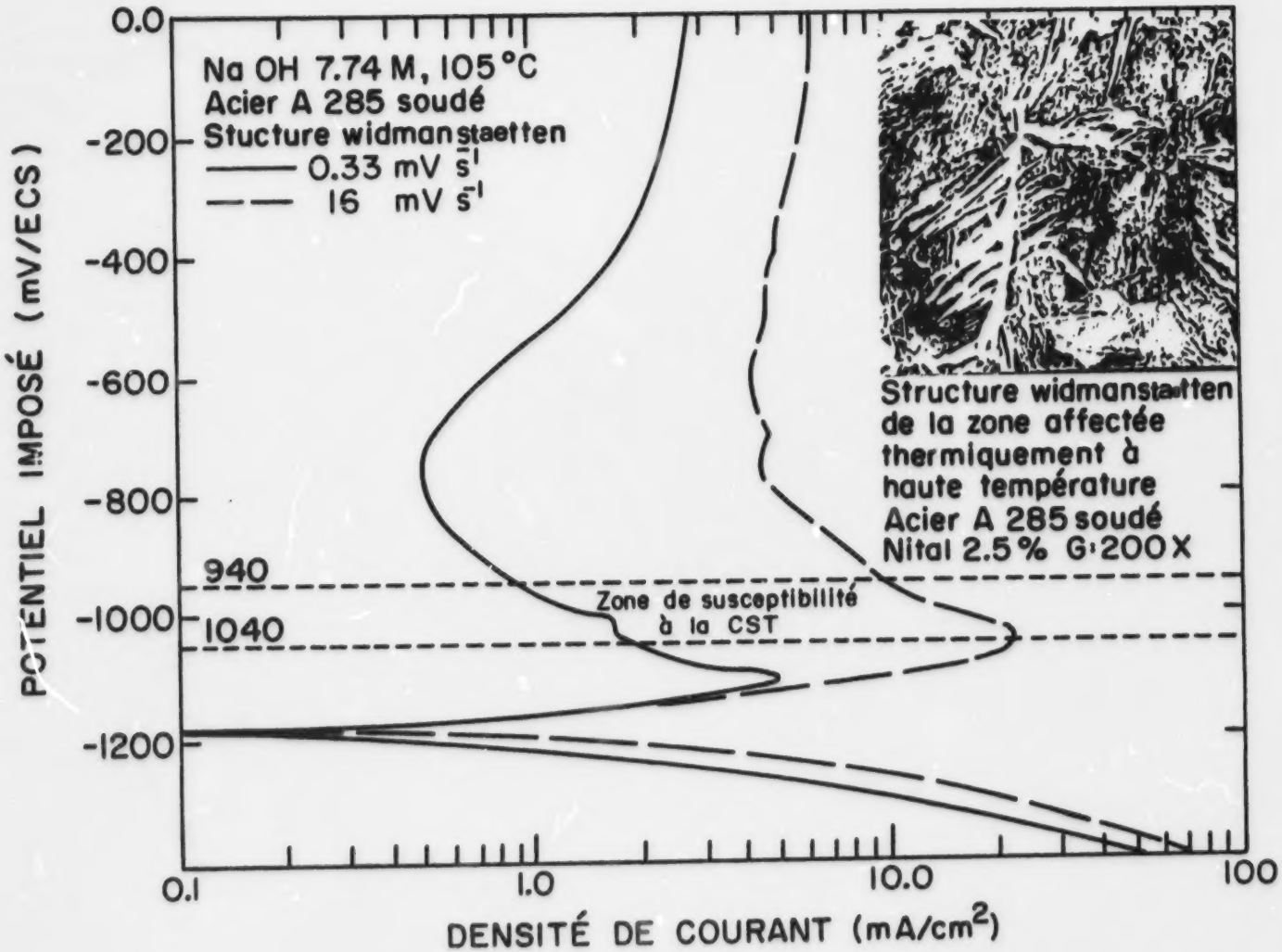


Figure 5.7 Courbe de polarisation de la structure de widmanstaetten de l'acier A 285 pour deux vitesses de balayage différents: 0.33 mV et 16 mV/s. NaOH 7.74 M 105°C.

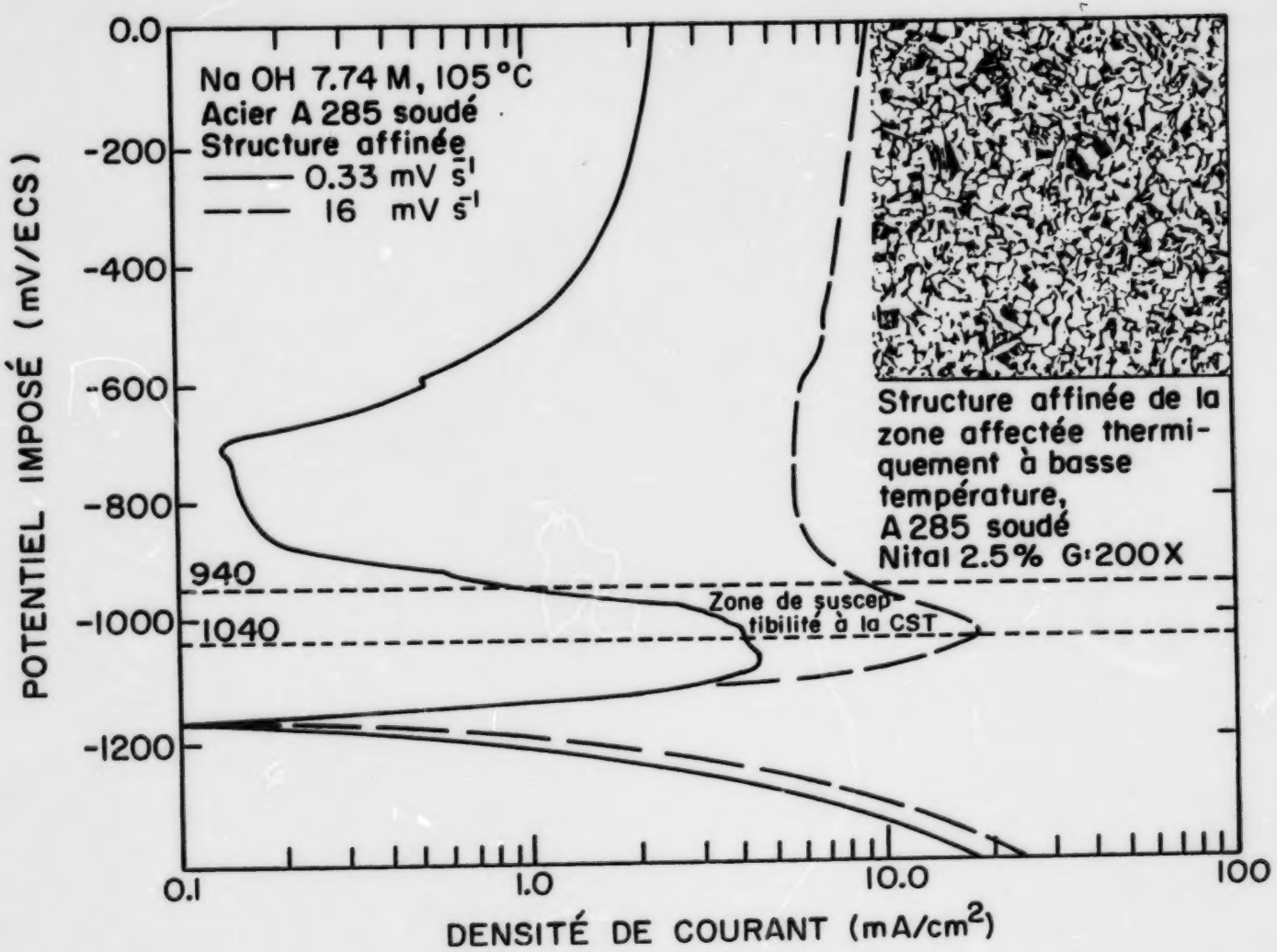


Figure 5.8 Courbe de polarisation de la structure affinée de l'acier A 285 pour deux vitesses de balayage différents: 0.33 mV et 16 mV/s. NaOH 7.74 M 105°C

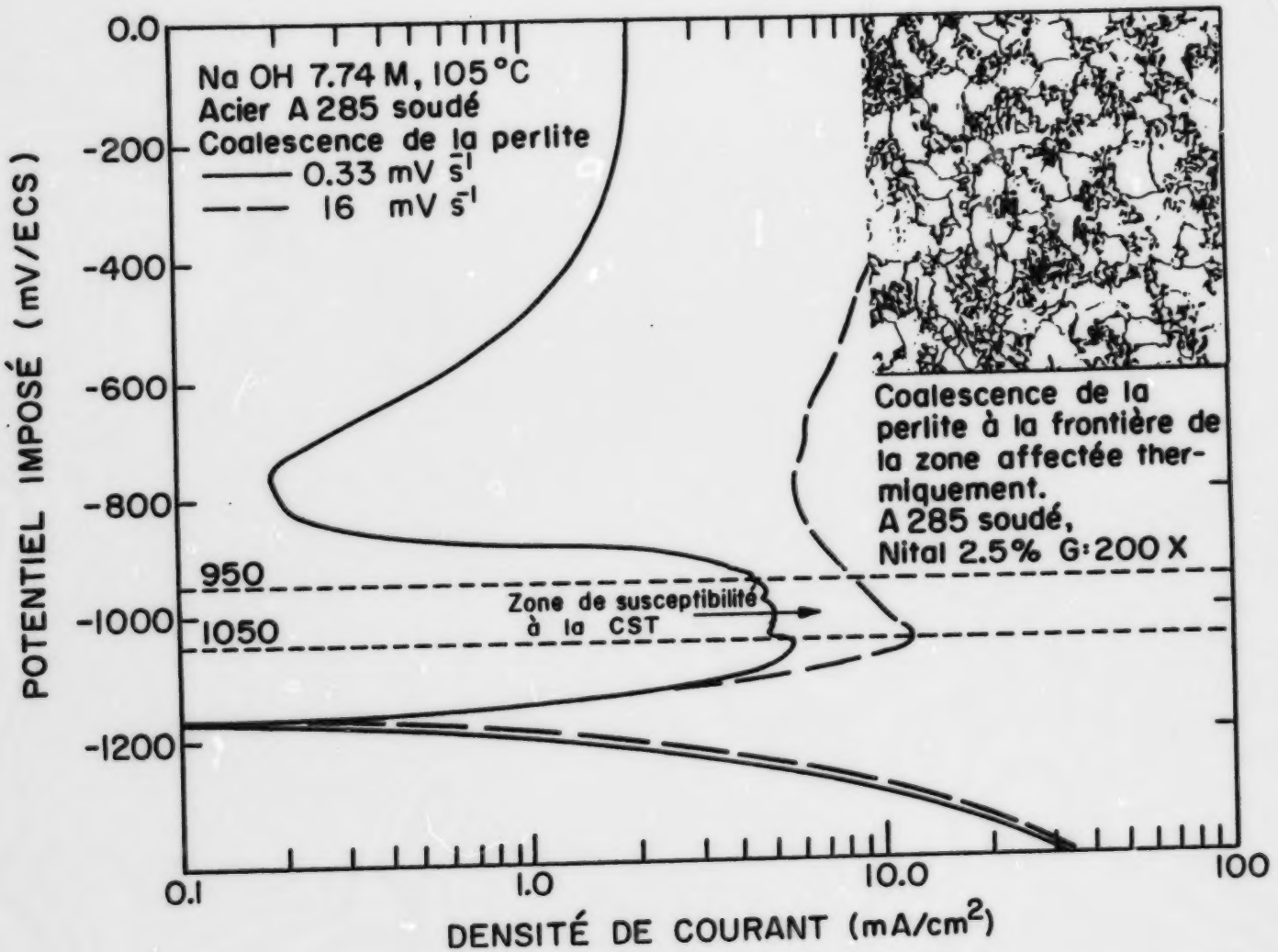


Figure 5.9 Courbe de polarisation de la structure de la coalescence de la perlite de l'acier A 285 pour deux vitesses de balayage différents: 0.33 mV et 16 mV/s. NaOH 7.74 M. 105°C.

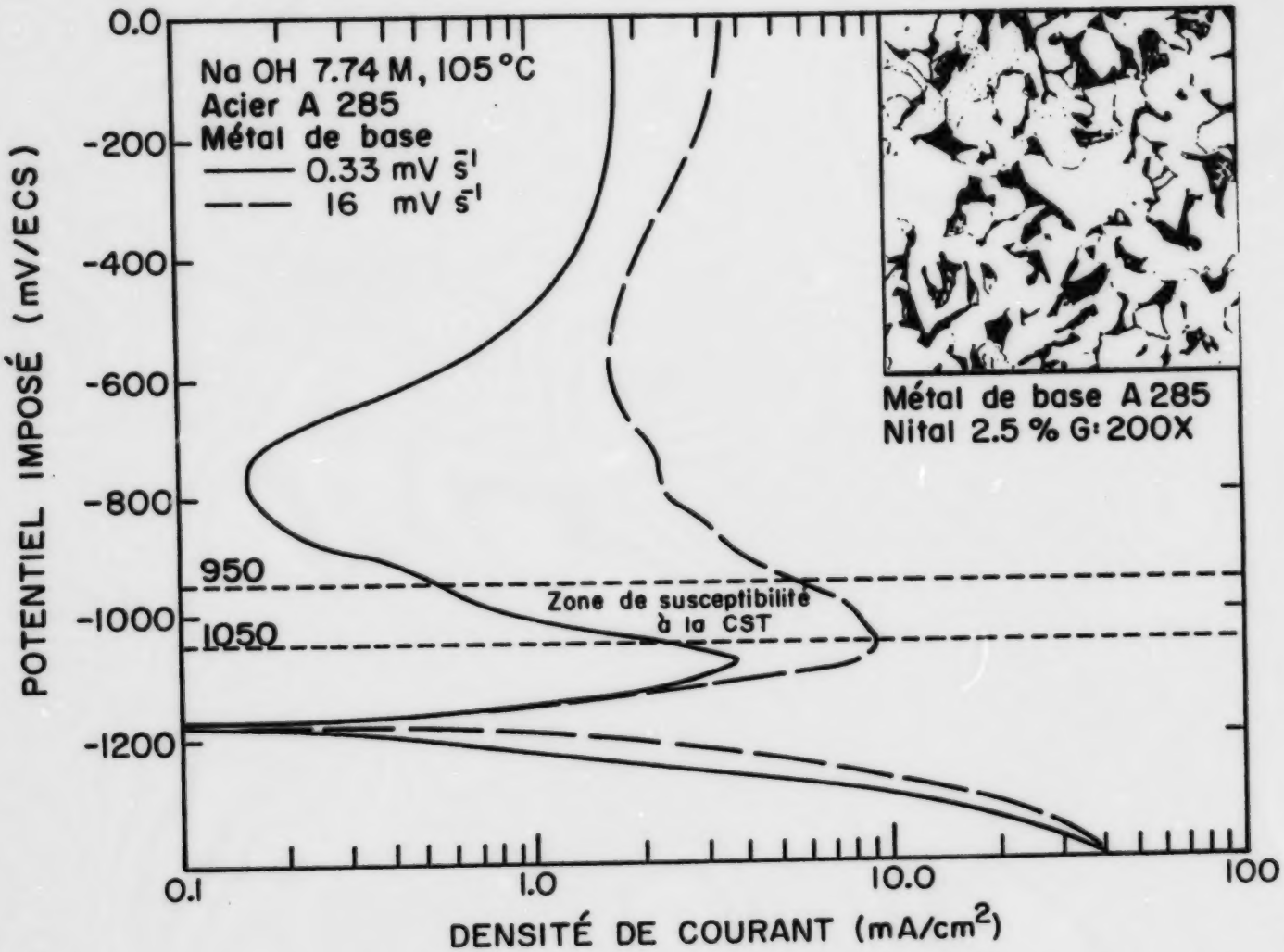


Figure 5.10 Courbe de polarisation du métal de base de l'acier A 285 pour deux vitesses de balayage différents: 0.33mV et 16 mV/s. NaOH 7.74 M. 105°C.

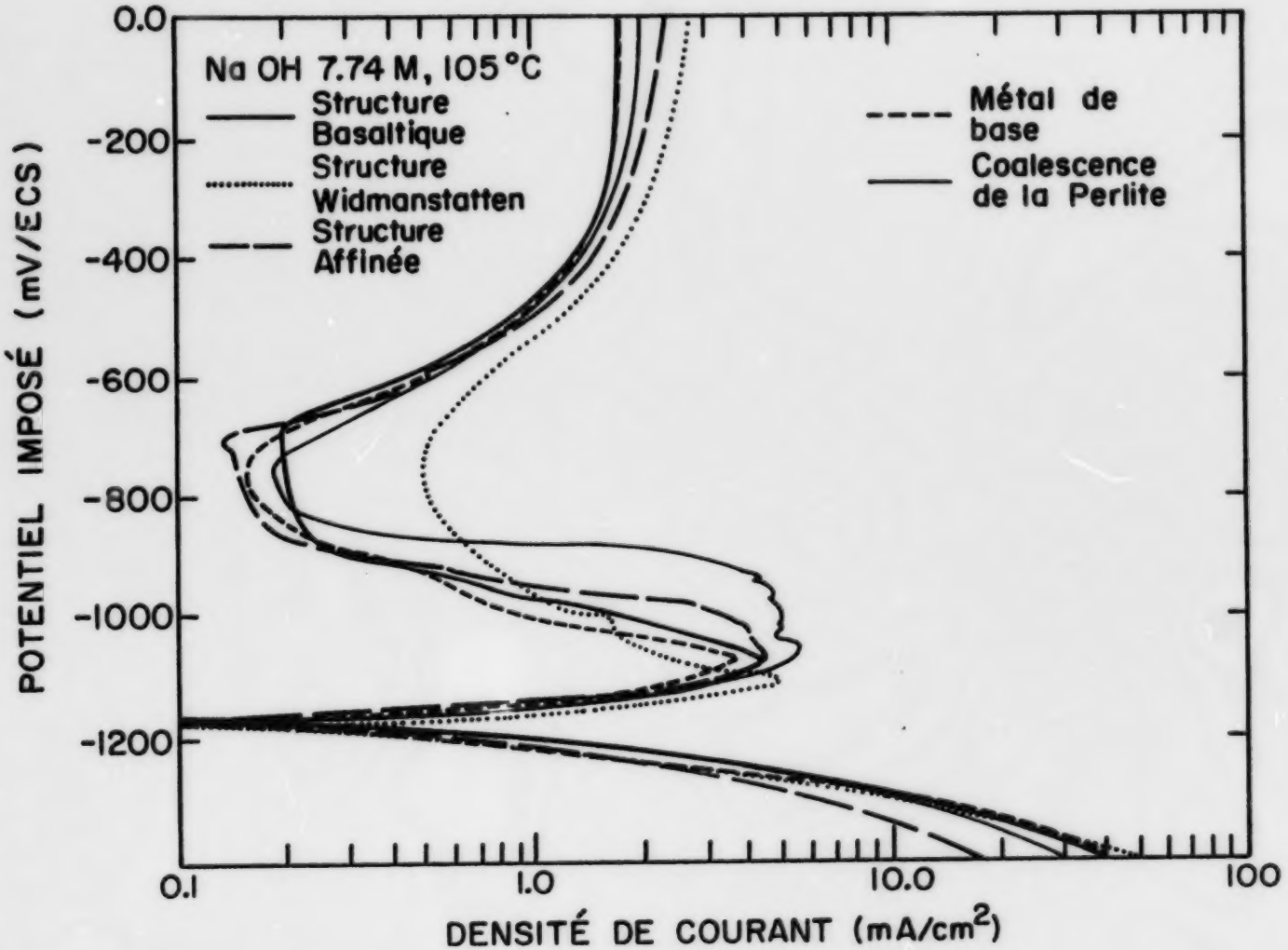


Figure 5.11 Courbe de polarisation à balayage lent 0.33 mV/s pour les cinq microstructures de l'acier A 285.

Voir pour plus d'explications la section 9 du chapitre 2.

Dans la revue bibliographique à la section 2.9 nous avons mentionné une équation empirique (Fig.2.5) développée par Parkins (64) qui nous donne les potentiels les plus susceptibles à la CST.

Pour nos travaux cette équation n'est pas applicable. Car selon cette équation il y aurait absence de CST dans notre cas, peu importe le potentiel imposé.

Nous avons donc déterminé notre zone de potentiel susceptible à la CST de la façon suivante: en traçant une droite horizontale au niveau du potentiel interceptant le pic du courant critique à balayage rapide et en retenant les potentiels plus nobles, sur un intervalle de 100 mV. Voir fig.5.5. Ainsi dans cette zone de potentiel, lorque le métal n'a pas le temps de se revêtir d'un film protecteur, il est très actif et lorsqu'il a le temps, il est passif. Ceci concoure à l'état "actif-passif" que requiert la CST.

Nous avons ensuite retenu cet intervalle de potentiel pour les essais de CST à taux de déformation constant.

A la lumière des courbes potentiocinétiques, nous avons mis en tableau les résulats, indiquant la zone de potentiel susceptible à la CST pour chacune des microstructures des aciers soudés A285, A516 et 1030. Voir tableau 5.1

TABLEAU 5.1

Zones des potentiels susceptibles à la CST mV/ECS					
	Microstructures				
	Basaltique	Widmanstatten	Affinée	Coalescence de la Perlite	Métal de base
Acier A 285	-1040 -940	-1040 -940	-1040 -940	-1050 -950	-1050 -950
Acier A 516	-1030 -930	-1070 -970	-1060 -960	-1050 -950	-1040 -940
Acier 1030	-1040 -940	-1050 -950	-1050 -950	-1040 -940	-1030 -930

5.2.3 Discussion des résultats sur les essais potentiocinétiques

On doit reconnaitre tout d'abord avant de faire une quelconque interprétation des courbes potentiocinétiques; que leur reproductibilité est délicate, c'est-à-dire qu'elles sont sensibles à l'état de surface laissée par le polissage. De plus, ces courbes ont été faites sur une échelle de temps relativement longue et fonction d'une électrode au calomel qui se contaminait par la soude caustique en fonction du temps. Puisque nous la régénérions quotidiennement on peut considérer que cette électrode de référence au calomel était stable à l'intérieur de 5 mV.

Ceci dit, à la lumière du tableau 5.1 nous observons que la zone de potentiel susceptible à la CST ne varie pratiquement pas pour les cinq microstructures de l'acier A285 et varie très peu pour les microstructures des aciers A516 et 1030.

Nous observons donc qu'il existe une zone "active - passive" favorisant la CST pour toutes les microstructures et que cette zone a un écart de courant "actif - passif" qui varie.Cet écart de courant "actif - passif" provient du fait qu'à l'intérieur de cette zone, lorsque le métal n'a pas le temps de se revêtir d'un film protecteur, il est très actif et lorsqu'il a le temps il est passif. Ceci lui confère un état "actif - passif" qui favorise la CST.

La zone de potentiel susceptible à la CST, est utilisée pour les essais de CST à taux de déformation constant.

Dans nos expériences, nous avons observé que la zone de potentiel susceptible à la CST était facile à reproduire tandis que l'écart du courant "actif - passif" lui, était difficile à reproduire. Il serait à notre avis imprudent de classifier la susceptibilité à la CST des cinq microstructures par ordre de leur écart de courant "actif - passif" puisque selon nous, la reproductibilité n'est pas suffisamment précise pour une telle application. Cependant tout n'est pas peine perdue puisque par une technique plus rigoureuse nous réussirons au chapitre six à classer les microstructures par leur ordre de susceptibilité.

A la figure 5.11 nous avons tracé la courbe potentiocinétique à basse vitesse de balayage pour chacune des cinq microstructures. Nous observons que pour quatre de ces cinq microstructures; leur couche potentiocinétique est semblable. Ces quatre microstructures sont: Basaltique, Affiné, Coalescence de la Perlite et Métal de Base. Il demeure cependant évident que la microstructure de Widmanstaetten se comporte différemment de ses consoeurs.

Si la courbe potentiocinétique ne permet pas de classer selon leur susceptibilité à la CST les microstructures, elle est en mesure de nous informer que les cinq microstructures sont susceptibles à la CST et que leur comportement est semblable à l'exception de la microstructure de Widmanstatten.

A la figure 5.12 nous avons mis en parallèle les courbes potentiocinétiques du métal de base et de la structure de Widmanstaetten. Ici la courbe potentiocinétique du métal de base est représentative des microstructures: Basaltique, Affinée et Coalescence de la Perlite.

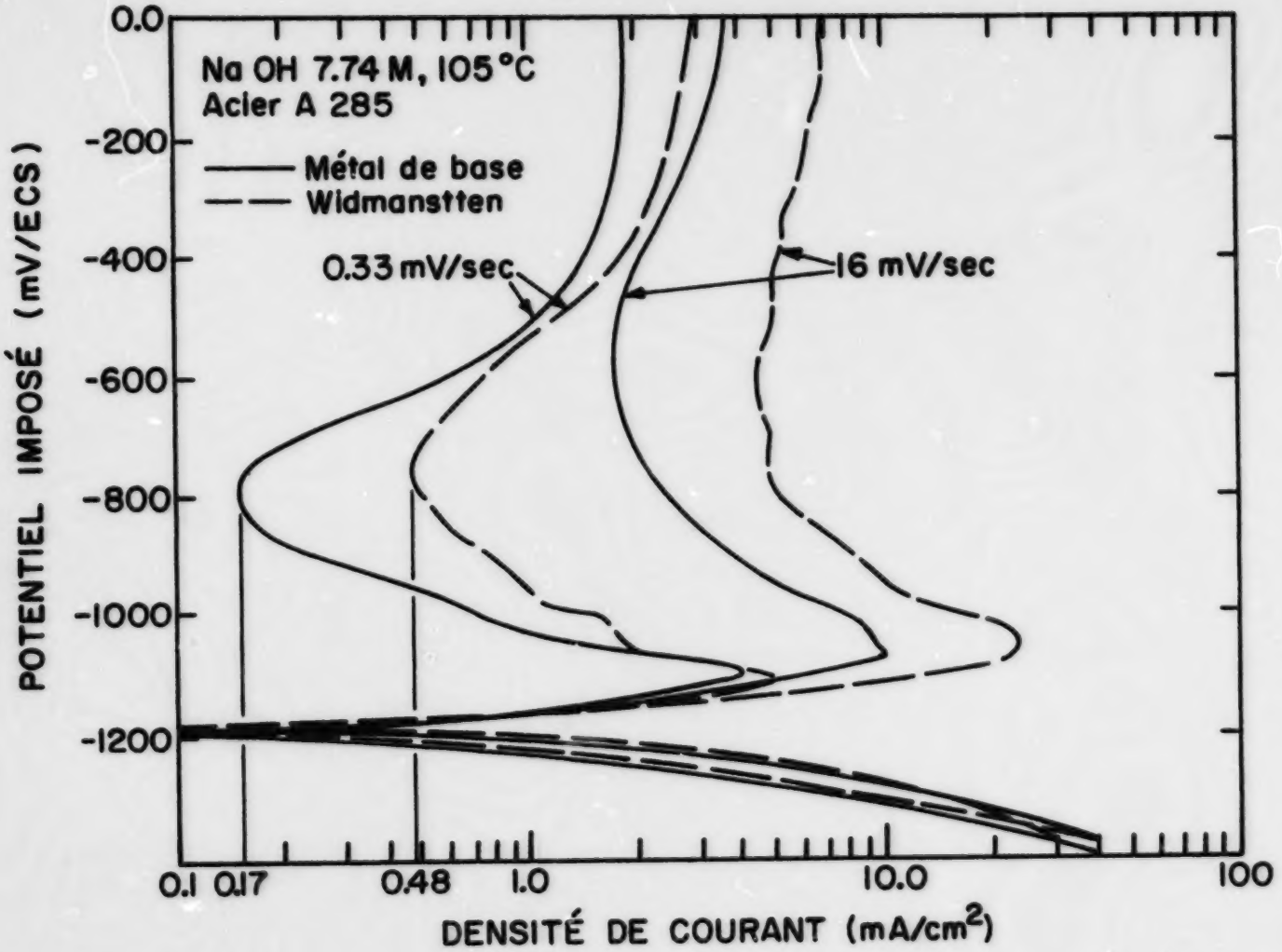


Figure 5.12 Courbe de polarisation à balayage lent et rapide des microstructures de widmanstaetten et du métal de base de l'acier A 285 soulignant la différence de passivation de ces deux microstructures.

Cette comparaison entre ces deux microstructures nous révèle que la microstructure de Widmanstaetten laisse passer approximativement une densité de courant trois fois supérieure à la densité de courant allouée par les autres microstructures avoisinantes pour certaines zones anodiques. Ceci découle du fait que la microstructure de Widmanstaetten se passive moins bien ce qui peut être attribué au fait que les grains étant beaucoup plus gros, il y a moins de surface de joints de grains. Ayant moins de surface de joints de grains il y a moins de sites anodiques distribués aux joints, puiqu'aux joints de grains se retrouve la cementite (Fe_3C) qui est anodique dans la soude caustique selon Bohnenkamp (44).

Donc lorsque la couche passivante de magnétite (Fe_3O_4) se forme sur la microstructure de Widmanstaetten, elle est constituée de plusieurs pores ou défauts Ces défauts engendreront des sites de piqûres qui nuiront à une dissolution localisée puisque que ces piqûres laisseront environ trois fois plus de surface anodique dans la microstructure de Widmanstaetten.

En résumé, ces courbes potentiocinétiques nous ont démontré:

1) Que les trois aciers sont d'un point de vue électrochimique, susceptibles à la CST.
2) Que les cinq microstructures de nos trois aciers soudés sont susceptibles à la CST.
3) Que la microstructure Widmanstaetten serait, selon ces courbes la moins susceptible à la CST.

4) Finalement, nous avons établi que la zone de potentiel électrochimique de susceptibilité à la CST était pratiquement la même pour les cinq microstructures pour un acier donné.

Les essais de CST à taux de déformation constant vérifieront ces affirmations au chapitre suivant et tiendront compte du rôle des propriétés mécaniques.

5.3 Etude de pile galvanique sur les microstructures des aciers soudés

Les courbes potentiocinétiques nous ont révélé très peu de différences sur le comportement électrochimique des microstructures de la soudure si ce n'est une différence au niveau de la microstructure de Widmanstaetten qui se passivait moins bien.

Nous pouvons nous demander si cette différence de passivation ne serait pas une source de pile galvanique entre les microstructures.

Nous pouvons prolonger cette question au niveau de la grosseur des grains puisque nos microstructures sont très distinctes par rapport à la grosseur des leurs grains. Nous savons, que plus les grains sont petits et plus il y a de surface de joint de grains. Est-ce que cela serait une source de pile galvanique?

Une analyse de laboratoire faite au laboratoire central du ministère du transport du Québec à Québec, nous a démontré de plus, que la microstructure Basaltique était plus pauvre en carbone et plus riche en maganèse que les autres microstructures. Voir Tableau 4.1.

Est-ce que cela engendrerait une pile galvanique? Et cette pile galvanique pourrait-elle déplacer le potentiel de corrosion d'une microstructure dans la zone de potentiel critique à la CST?

Ces questions justifient donc, d'expérimenter une étude de pile galvanique sur les microstructures des soudures des aciers A285, A516 et 1030.

5.3.1 Procédure expérimentale

La procédure expérimentale s'est faite avec les mêmes échantillons électrochimiques à la même température, avec la même solution et le même débit que les essais potentiocinétiques. (Voir section 5.21)

La cellule était en téflon et possédait cinq ouvertures sur le dessus.

Nous insérions deux échantillons (polis avec la même procédure qu'en 5.21) de microstructures différentes pour un même acier, et prenions au départ leur potentiel de corrosion à l'immersion. Les échantillons ou électrodes de travail était ensuite reliés l'un à l'autre par une résistance de 20Ω en série avec un picoampèremètre Keithley 414A.

Le potentiel des électrodes de travail était mesuré en continu par deux milivoltmètres électroniques Tacussel.

Les potentiels des électrodes de travail et le courant qu'ils s'échangeaient étaient enregistrés en fonction du temps par deux enregistreurs Fisher Série 5000. L'expérience durait en moyenne dix heures.

Nous avons observé que les résultats étaient très sensibles à l'état de surface initial des électrodes de travail. Nous avons donc dû utiliser du papier sablé-neuf pour chaque polissage pour permettre une meilleure reproductibilité des résultats.

5.3.2 Résultats expérimentaux .

Nous avons observé qu'il n'y avait pas d'effet de pile majeur occasionné par les microstructures elles-mêmes entre les microstructures Widmanstaetten et métal de base, affinée et métal de base et coalesance de la perlite et métal de base.

Cependant nous avons observé un effet de pile majeur entre les microstructures basaltique et métal de base pour les trois aciers. Voir tableau 5.2

5.3.3 Analyse des résultats .

Le tableau 5.2 nous révèle que les aciers A285 et A516 ont une microstructure basaltique du point de vue électrochimique, plus active que le métal de base. Par contre le métal de base de l'acier 1030 est plus actif que la structure basaltique de sa soudure.

TABLEAU 5.2

Effet de pile galvanique en fonction

des microstructures.

Microstructures	A 285 Potentiel Courant mV/ECS $\mu A/cm^2$	A516 Potentiel Courant mV/ECS $\mu A/cm^2$	1030 Potentiel Courant mV/ECS $\mu A/cm^2$
Basaltique	-1175 ⟩ 116 constant	-1217 ⟩ 150 constant	-1190 ⟩ 180 initialement
Métal de base	-1170	-1212	-1200 ⟩ 150 constant

Le gradient de carbone et de manganèse (tableau 4.1), ne peut à lui seul expliquer cette différence de comportement. Nous avons à faire dans le cas des aciers A285 et A516 à des aciers désoxydés et semi-calmés tandis que l'acier 1030 est un acier effervescent, donc riche en impuretés et où le rapport Mn/S est très faible.

Selon nous, le gradient de carbone et de manganèse, et le fait que l'acier est désoxydé, seraient responsables du fait que le métal de base est plus noble que la structure basaltique du point de vue électrochimique, pour les aciers A285 et A516. Dans le cas de l'acier 1030 les impuretés du métal de base seraient responsables du fait que le métal de base est plus actif que la zone basaltique.

Puisque l'effet de pile ne se présentait de façon évidente qu'entre les microstructures basaltique et le métal de base, ceci nous amène à conclure que l'effet de pile est beaucoup plus occasionné par le gradient de composition que par une différence de surface de joints de grains.

Nous observons également au tableau 5.2 qu'aucune des deux microstructures: basaltique et métal de base ne déplace son potentiel de corrosion dans la zone critique de la CST suite à un effet de pile.

CHAPITRE VI

ESSAIS DE CST A TAUX DE DEFORMATION CONSTANT SOUS POTENTIEL IMPOSE

6.1 Appareillage et conditions expérimentales

Les essais de CST à taux de déformation constant sont des essais de traction à vitesse de déformation très lente combinés avec des essais potentiostatiques dans le but d'imposer un potentiel fixe sur l'éprouvette de traction baignant dans une cellule de corrosion.

La traction de l'éprouvette se fait à l'aide d'une machine MTS pouvant opérer à des vitesses de déformation très lentes allant jusqu'à: $10^{-7}\ s^{-1}$. Des taux de déformation plus rapides allant jusqu'à: $10^{-5}\ s^{-1}$ furent également choisis dans le but d'étudier l'influence de la vistesse de déformation sur la CST et également choisir une vitesse qui serait la plus appropriée pour l'étude de l'influence du potentiel imposé. Notre choix pour cette étude s'est arrêté sur une vitesse de déformation égal à $2.6 \times 10^{-6}\ s^{-1}$.

Pour bien clarifier nos expressions, nous définirons deux types de vitesse que nous utiliserons dans ce chapitre. Dans un premier temps, nous parlerons de vitesse de traction, il s'agit de la vitesse à laquelle les mâchoires de l'appareil étirent l'éprouvette en mm/s. Ensuite nous parlerons de vitesse de déformation, elle se distingue de la vitesse de traction en ce qu'elle tient compte de la longueur du retrait linéaire machiné sur l'éprouvette. On divise ainsi la vitesse de traction par la longueur du retrait linéaire machiné de l'éprouvette.

Exemple: Vitesse de traction $= 8.33 \times 10^{-5}\ mm\text{-}s^{-1}$

Vitesse de déformation $= \dfrac{8.33 \times 10^{-5}\ mm\text{-}s^{-1}}{32.5mm} = 2.6 \times 10^{-6}\ s^{-1}$

Ainsi la vitesse de déformation est une vitesse de traction par mm de longueur de l'éprouvette.

Une vue schématique du montage d'essai de CST à taux de déformation constant est présentée à la figure 6.1. La cellule de corrosion fabriquée en téflon est similaire à celle utilisée pour les essais potentiocinétiques et de pile galvanique à l'exception faite, qu'elle est adaptée aux éprouvettes de traction machinées selon les normes de l'ASTM G58-78, spécifiques pour les essais de CST sur les soudures (figure 6.2).

Ce sont les échantillons de traction qui servent d'électrodes de travail.

Dans ce montage, le chauffage de l'électrolyte se fait également par un bain thermostaté à l'huile (Fisher) et la circulation se fait par une pompe et des tuyaux en téflon de Cole Parmer.

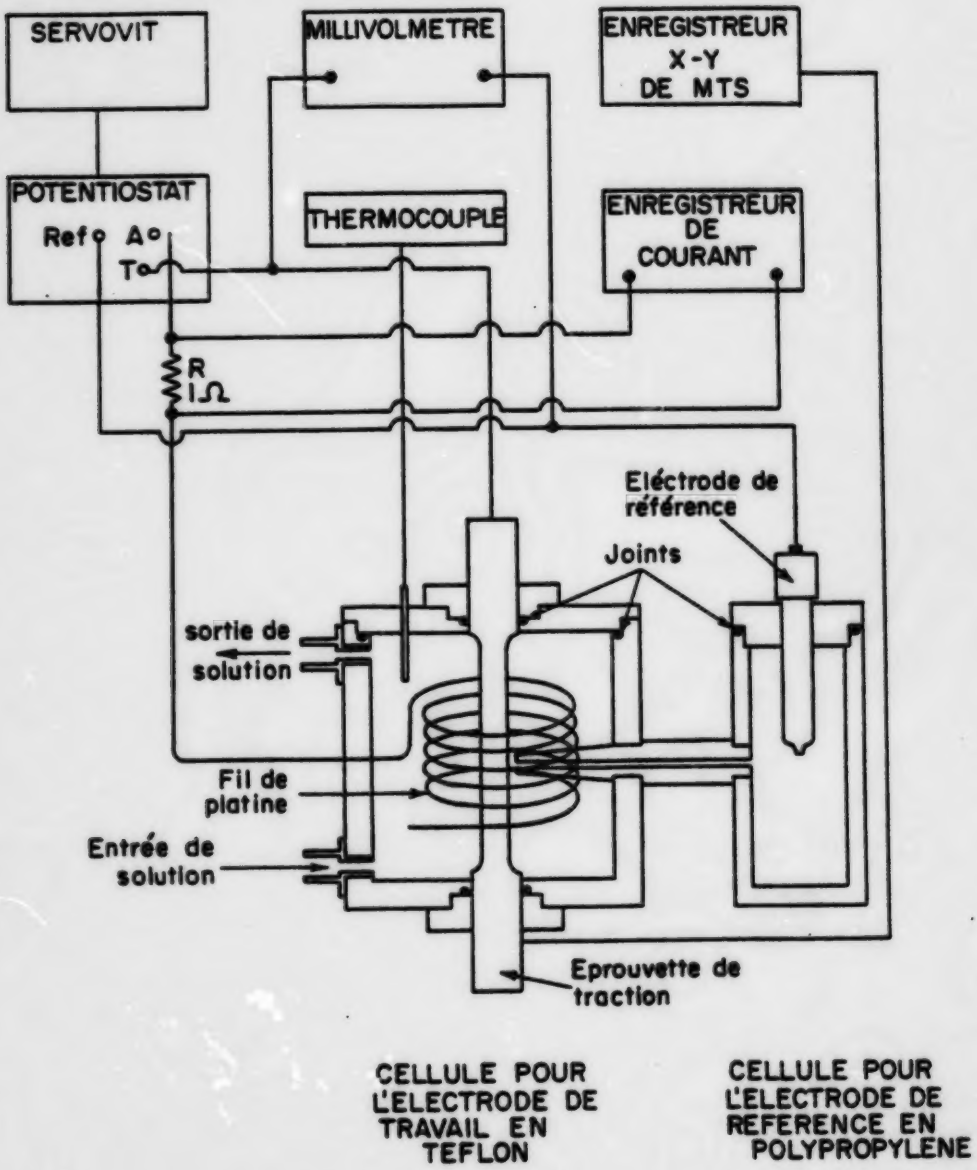


Figure 6.1 Vue schématique du montage d'essai de CST à taux de déformation constant.

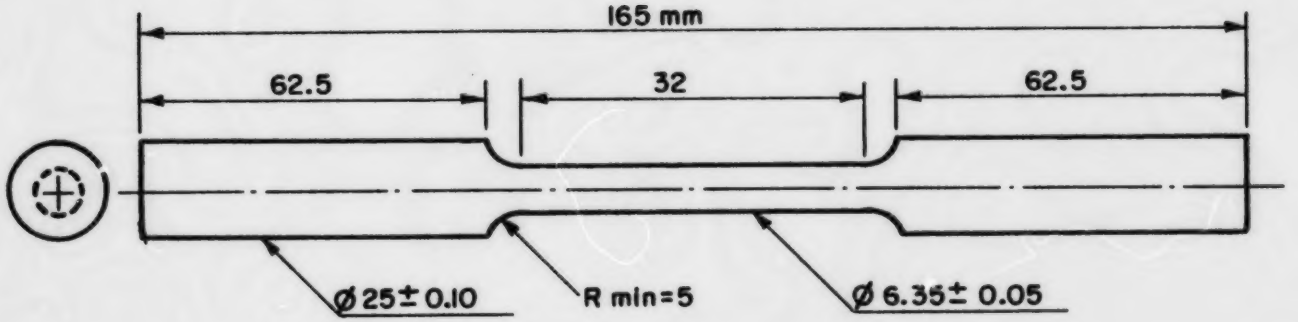


Fig. 6.2 Echantillon de traction pour les essais de corrosion sous tension à taux de déformation constant.

Le débit était maintenu constant à 2 litres par minute. La température était contrôlée à l'aide d'un thermocouple Chromel-Alumel revêtu d'une gaine en téflon à l'intérieur de la cellule (figure 6.1). Les essais de CST dans la soude caustique 7.74M ont été faits à une seule température soit 105 C 2 C. Des essais ont été également fait à l'air à 20 C et à l'huile chaude à 105 C.

Des joints toriques en caoutchoux synthétique (viton) recouverts de ruban de téflon garantissaient l'étanchéité de la cellule de corrosion autour des échantillons de traction.

La susceptibilité à la CST fut évaluée par le pourcentage d'élongation des échantillons ainsi que par leur réduction de surface. Pour le premier critère, la distance entre les marques de repères faites préalablement, était mesurée avant et après chaque essai.

$$\%\text{Elongation} = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \times 100 \quad \text{Eq 6.1}$$

Pour le second critère c'est-à-dire l'évaluation du pourcentage de la réduction de surface; nous mesurions le diamètre moyen initial et le diamètre moyen final à la fracture.

$$\%\ \text{Réduction de surface} = \frac{S_1 - S_0}{S_0} \times 100 \quad \text{Eq 6.2}$$

$$S = \frac{\pi D^2}{4}$$

La préparation des éprouvettes de traction comprenait: un nettoyage à l'acétone afin d'enlever toute trace d'huile laissée lors du machinage et de permettre une bonne formation de la couche de passivation. Ensuite l'éprouvette était rincée à l'eau déionisée puis polarisée cathodiquement à - 1400 mV/ECS durant 5 minutes dans la cellule de corrosion.

La surface de l'électrode de travail était délimitée à environ 6cm par un ruban de téflon.

Le potentiel était imposé par un potentiostat Tacussel type PRT20-2 et le potentiel etait mesuré à l'aide d'un multimètre de Hewlett Packard 3476A, par rapport à une électrode au Calomel de Fisher.

6.2 Influence de la soudure sur les propriétés mécaniques .

6.2.1 Conditions expérimentales .

Au chapitre cinq, nous avons étudié l'influence que le soudage suscitait au niveau des propriétés électrochimiques de l'acier. Nous avons observé que les microstructures n'influençaient que très légèrement la zone de potentiel susceptible à la CST et que la zone "active - passive" elle variait en importance en fonction de certaines microstructures.

Au chapitre cinq, nos expériences faisaient complètement abstraction des propriétés mécaniques des microstructures du soudage. Nous reconnaissons tous le rôle indispensable des déformations plastiques dans la CST des aciers doux. Puisque la déformation plastique est fonction des propriétés mécaniques des aciers et des microstructures du soudage il est indispensable de connaitre l'influence de la soudure sur les propriétés mécaniques de l'acier soudé.

Il serait plausible de penser que la microstructure possédant la plus faible limite élastique serait celle qui favoriserait le plus le rôle de la déformation plastique dans la CST.

Pour étudier l'influence du soudage sur les propriétés mécaniques nous avons dans un premier temps tractionné à l'air des échantillons non soudés et soudés transversalement, puis dans un deuxième temps nous avons tractionné dans l'huile chaude (105 C) des échantillons non soudés puis soudés longitudinalement qui étaient machinés à 100% dans le cordon de soudure. Ces essais ont été faits pour chaque type d'acier.

6.2.2 Résultats expérimentaux

Les essais faits à l'air, sont présentés aux figures 6.3, 6.4 et 6.5. Les essais faits à l'huile (105 C) sont présentés eux, aux figures 6.6, 6.7 et 6.8.

6.2.3 Discussion

Nous observons sur les figures 6.3 à 6.8 pour les aciers non-soudés, la présence d'un palier de hachures après la limite élastique primaire. Ce palier est nommé bandes de Piobert - Luders puisque ces hachures correspondent à un mécanisme de propagation hétérogène de bandes de glissement, reponsables de déformations plastiques localisées. Les bandes de Piobert-Luders sont rencontrées régulièrement dans les aciers doux. Cependant elles sont conditionnelles à la présence d'atomes interstitiels tels le carbone et l'azote, à l'absence de concentration de contraintes dans le matériau, et à l'absence d'une haute densité de dislocations puiqu'un rapport minimum doit être maintenu entre la quantité d'interstitiels et la densité de dislocations présentes.

Le mécanisme de bandes de Piobert-Luders, consiste en la diffusion du carbone et de l'azone comme interstitiels à des sites demandant une énergie minimale, donc voisins aux plans atomiques des dislocations. Une dislocation ainsi chargée en interstitiels est considérée ancrée, puisqu'elle exige une contrainte élastique plus élevée pour la mobiliser.

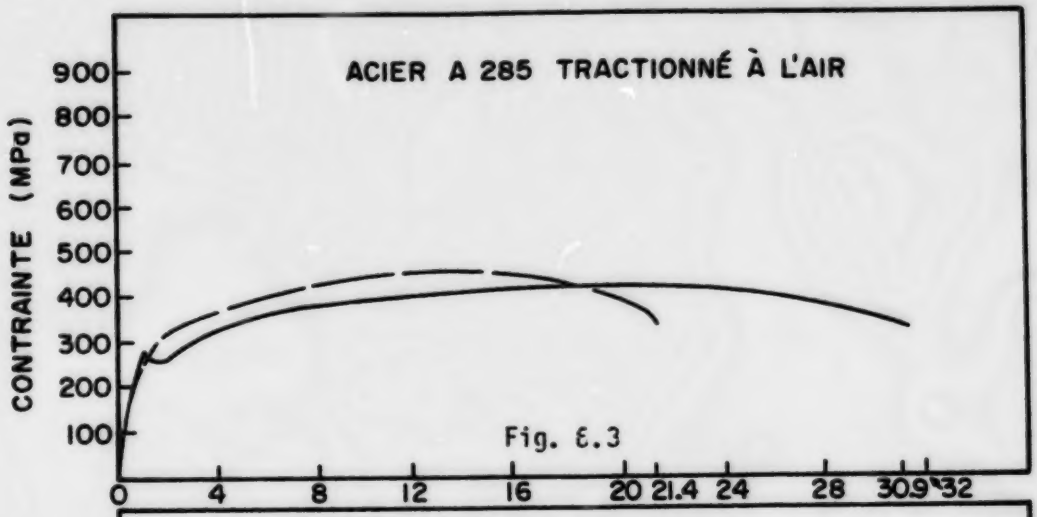


Fig. 6.3

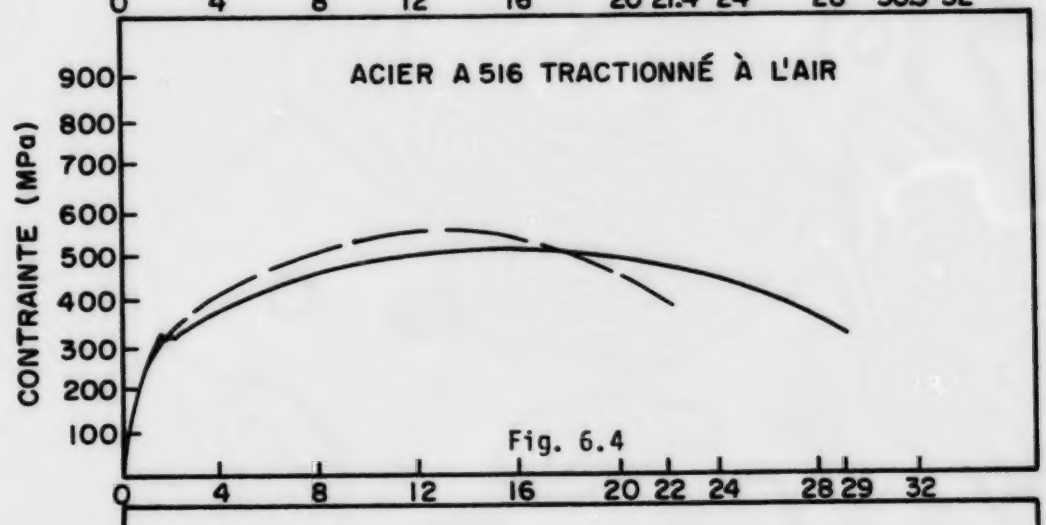


Fig. 6.4

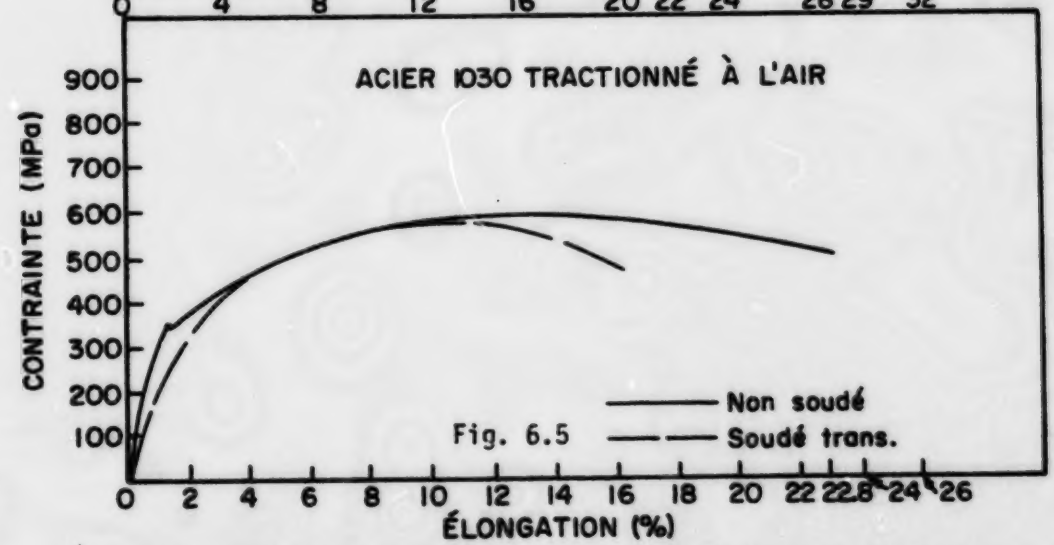


Fig. 6.5

Les figures 6.3, 6.4, 6.5 démontrent l'influence du soudage sur les propriétés mécaniques à l'air.

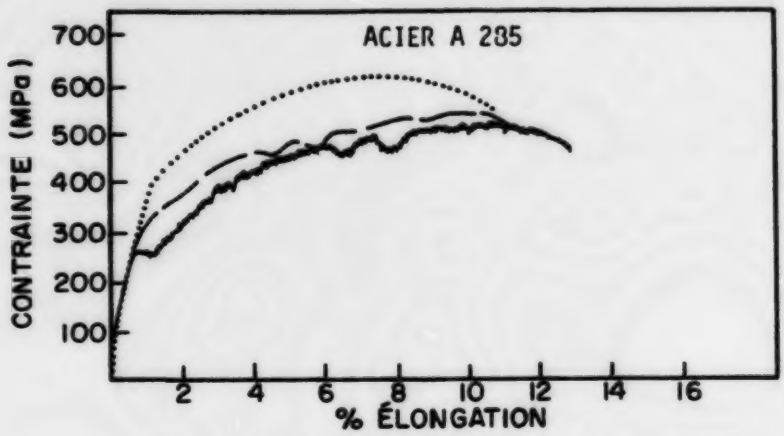


Fig. 6.6 Influence du soudage sur les propriétés mécaniques de l'acier A 285 dans l'huile à 105°C.

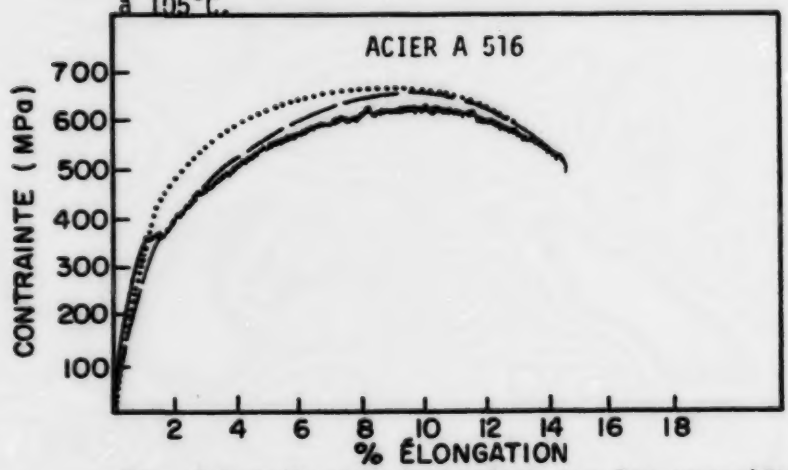


Fig. 6.7 Influence du soudage sur les propriétés mécaniques de l'acier A 516 dans l'huile à 105°C.

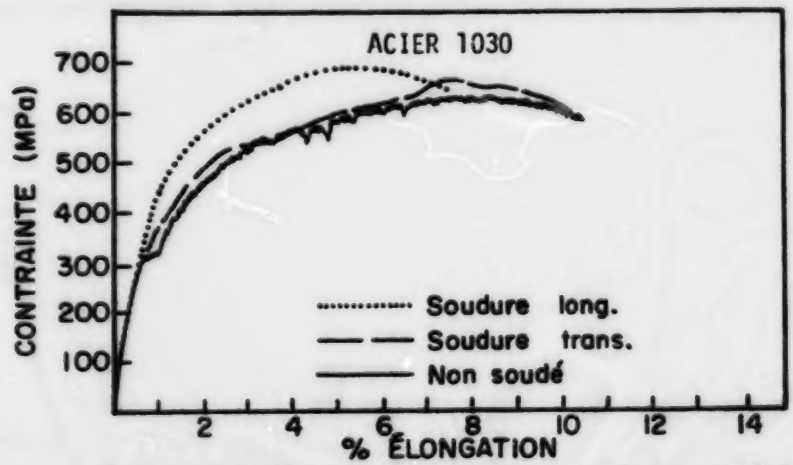


Fig. 6.8 Influence du soudage sur les propriétés mécaniques de l'acier 1030 dans l'huile à 105°C.

Pour permettre une rediminution de la contrainte, de nouvelles dislocations se reforment; c'est ce qui explique la chute de charge de la limite élastique primaire à secondaire ou apparente (65).

On observe sur les figures 6.3 à 6.8 que le phénomène des bandes de Piobert- Luders est absent dans les courbes de traction des échantillons soudés transversalement et longitudinalement pour tous nos aciers. Il est donc évident que ce changement de comportement est essentiellement dû au soudage.

Par sa nature le soudage crée une concentration de contraintes puisqu'il allie deux matériaux différents: le métal de base et le métal d'apport. Ensuite le soudage crée une trempe à l'air qui engendre une haute densité de dislocations dans la structure basaltique et la zone affectée thermiquement. Ainsi le soudage crée une concentration de contraintes et une densité de dislocations qui laissent cours aux plans de glissement de se propager de façon continue en inhibant ainsi toute bande de Piobert-Luders.

D'autres caractéristiques de l'effet du soudage sont observés sur les figures 6.6 à 6.8. Entre autre il y a lieu de remarquer:

1- <u>Limite Elastique</u>

Eprouvette soudée longitudinalement > soudée transversalement > non soudé.

2- <u>Limite Ultime et de rupture</u>

Eprouvette soudée longitudinalement > soudée transversalement > non soudée.

3- Elongation

Eprouvette soudée longitudinalement < soudée transversalement < non soudée.

En effet les essais sur les éprouvettes soudées longitudinalement nous permettent d'observer que la limite élastique, la limite ultime et la limite à la rupture sont toutes trois supérieures aux limites respectives des aciers non soudés. Par contre on observe que l'acier non soudé est en revanche plus ductile. Nous pouvons donc en déduire, que le métal d'apport et le traitement thermique du soudage confèrent à la zone basaltique des propriétés mécaniques plus élevées qu'à l'acier de base. Un tel effet d'hétérogénéité des propriétées mécaniques, suscitera une localisation de la déformation plastique.

6.3 Influence de la température sur les essais de CST à taux de déformation constant .

6.3.1 Résultats expérimentaux

A 105 C dans la soude caustique, les essais de traction nous donnaient des courbes contraintes - déformations hachurées et cela, peu importe le potentiel imposé. Pour vérifier si ces hachures provenaient d'un phénomène Portevin-Le Chatelier, nous avons comparé ces résultats avec nos courbes dans l'huile à 105 C. Les figures 6.9 à 6.14 montrent les courbes contraintes - déformations que nous avons tractionnées a/dans la soude caustique à 105 C, b/dans l'huile à 105 C et c/à l'air à 20 C.

6.3.2 Discussion

Ces courbes démontrent bel et bien que nous assistons à 105 C au phénomène Portevin-Le Chatelier où l'acier vieillit par écrouissage et fait apparaitre sur ces courbes contrainte - déformation des discontinuités ou "hachures", liées à un mécanisme de blocage et déblocage des dislocations par les éléments interstitiels tels le carbone et l'azote en solution solide dans le fer . Ce vieillissement par écrouissage est responsable d'une augmentation de la limite élastique, de la limite ultime et également d'une diminution de la ductilité. Voir les figures 6.9 à 6.14.

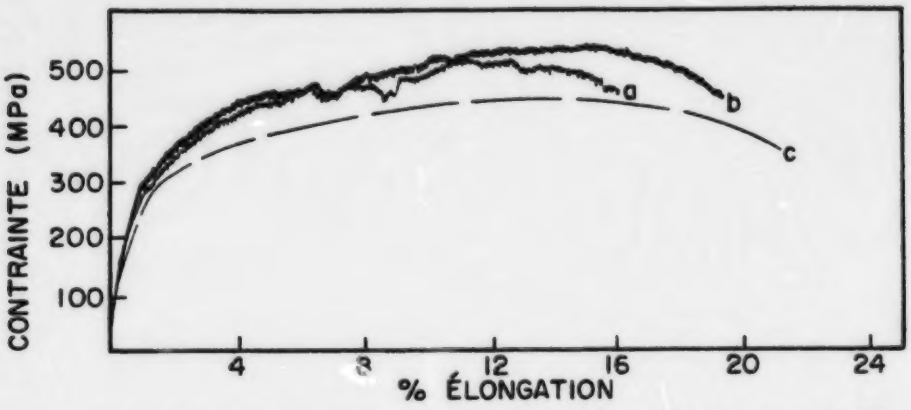


Fig. 6.9 Courbe contrainte-déformation de l'acier A 285 soudé trans. tractionné dans: a/ NaOH 7.74 M E:-1000mV/ECS à 105°C, b/ Huile à 105°C, c/ Air à 20°C.

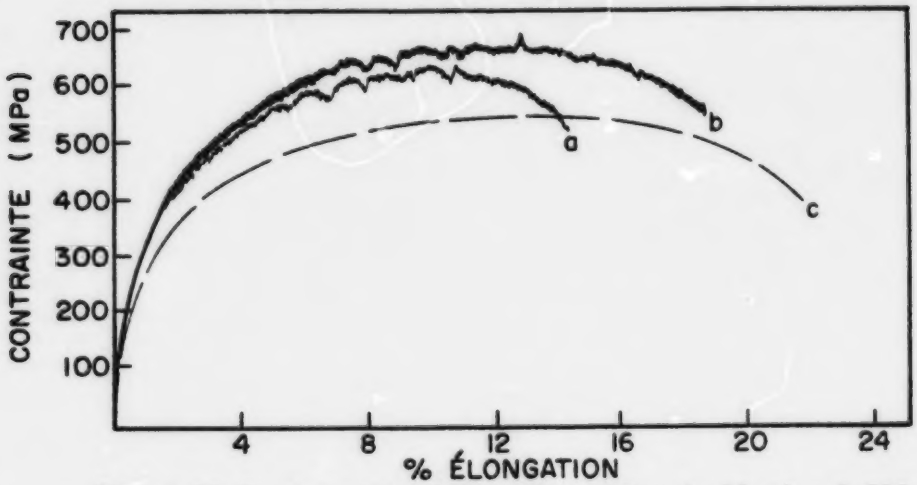


Fig. 6.10 Courbe contrainte-déformation de l'acier A 516 soudé trans. tractionné dans: a/ NaOH 7.74 M E:-1025mV/ECS à 105°C, b/ Huile à 105°C, c/ Air à 20°C.

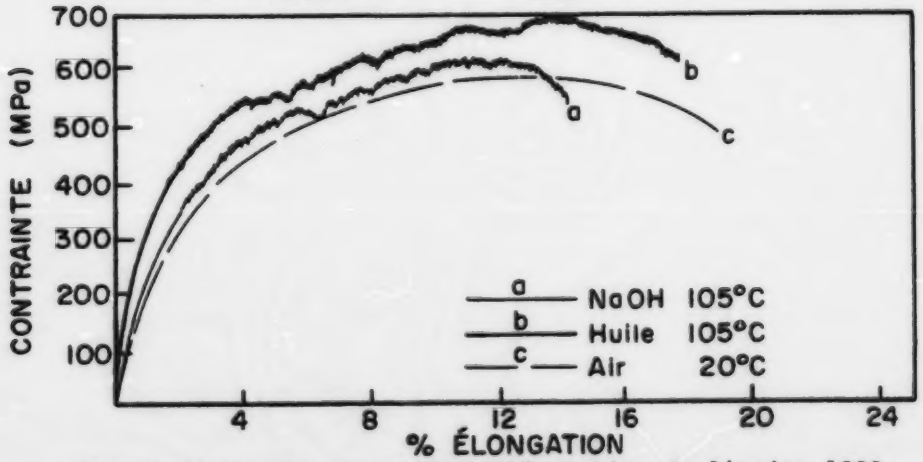


Fig. 6.11 Courbe contrainte-déformation de l'acier 1030 soudé trans. tractionné dans: a/ NaOH 7.74M E:-1000mV/ECS à 105°C, b/ Huile à 105°C, c/ Air à 20°C.

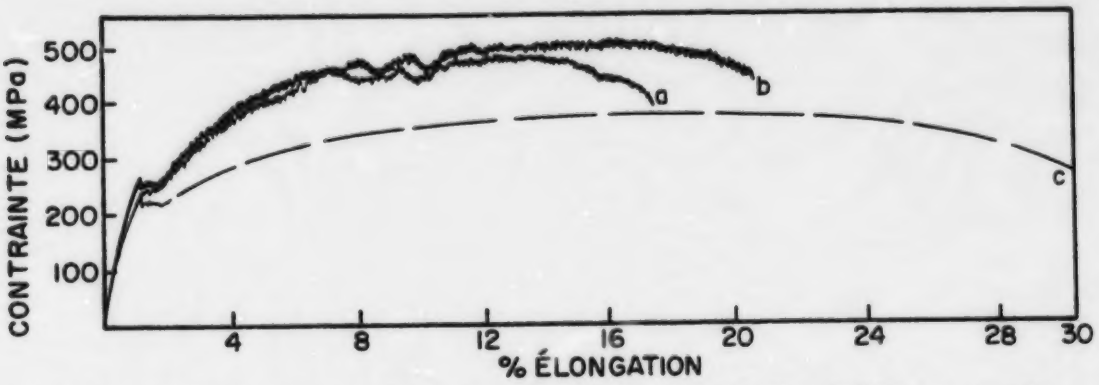


Fig. 6.12 Courbe contrainte-déformation de l'acier A 285 non soudé tractionné dans: a/ NaOH 7.74M E:-1000mV/ECS à 105°C, b/ Huile à 105°C, c/ Air à 20°C.

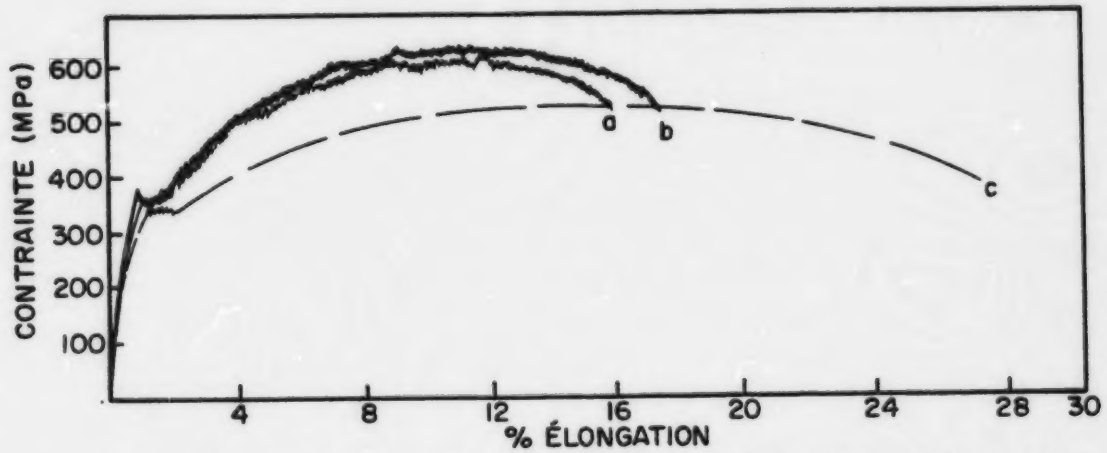


Fig. 6.13 Courbe contrainte-déformation de l'acier A 516 non soudé tractionné dans: a/ NaOH 7.74M E:-1025mV/ECS à 105°C, b/ Huile à 105°C, c/ Air à 20°C.

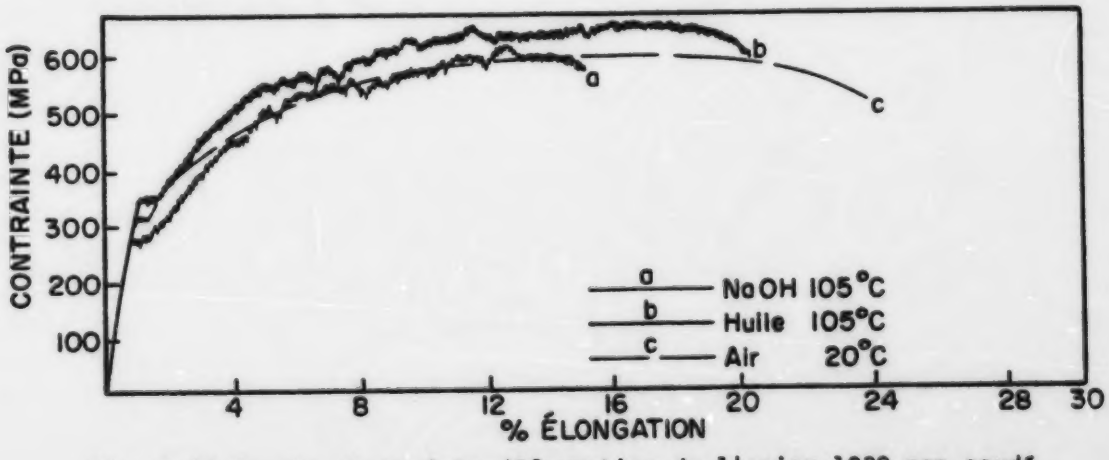


Fig. 6.14 Courbe contrainte-déformation de l'acier 1030 non soudé tractionné dans: a/ NaOH 7.74M E:-1000mV/ECS à 105°C, b/ Huile à 105°C, c/ Air à 20°C.

L'apparition du phénomène Portevin-Le Chatelier dépend principalement de trois paramètres:

- la vitesse de déformation
- la densité des dislocations
- le coefficient de diffusion des atomes interstitiels.

L'interrelation de ces trois paramètres, influencera l'aspect des courbes contrainte-déformation et participera à la fragilisation de l'acier.

Contrairement aux bandes de Piobert-Luders, on observe l'effet Portevin-Le Chatelier sur les aciers soudés comme sur les aciers non soudés. Ce phénomène ne s'observe qu'à une certaine température soit entre 100 et 200 C selon Dieter (65), Leslie (66), Herzog (67), Bellot (68). Dans notre cas nous l'observerons seulement à 105 C puisque à 20 C la vitesse de diffusion des atomes interstitiels est trop lente par rapport à la vitesse de déplacement des dislocations. Puisque ce phénomène est aussi présent dans l'huile que dans la soude caustique à 105 C, on comprendra que ce durcissement structural de l'acier n'est pas imputable à la corrosion sous tension dans la soude caustique, mais bel et bien à la température des solutions et à l'écrouissage qui produisent conjointement un vieillissement par écrouissage.

Les figures 6.9 à 6.14 pourraient à elles seules nous conduire à une fausse interprétation de l'importance de la participation du vieillissement par écrouissage dans la CST par la soude caustique. En effet à la lumière de ces figures, il semble que dans la plupart des courbes contrainte - déformation; l'élongation dans l'huile à 105 C soit de peu inférieure à l'élongation dans la soude caustique avec potentiel imposé, susceptible à la CST à 105 C.

Si cela est vrai pour l'élongation on ne peut l'extrapoler pour le comportement à la fragilité du matériau dans ces deux milieux

Pour mieux élucider cette fragilité repective aux milieux et à la température qui est en réalité très différente pour ces deux milieux, nous avons mis en tableau quantitativement un indice de la fragilité des trois aciers soudés et non soudés, dans trois milieux distincts et deux températures différentes au tableau 6.1.

En premier lieu, il est bon de mentionner que les essais à l'air à 20 C et à l'huile minérale à 20 C se sont avérés identiques. Pour des raisons de commodité, nous avons fait les essais à 20 C à l'air. Donc ce qui distingue à toute fin pratique les essais à l'air et à l'huile au tableau 6.1 est la température. Pour ce qui est des essais faits à l'huile et dans une solution de soude caustique à 7.74M à potentiel imposé: puisque ces essais sont faits à la même température, on peut considérer que ce qui les distingue, c'est l'environnement.

Puisque le tableau 6.1 est riche en informations et que nous traiterons certains sujets tels: l'influence du type d'acier ou de l'influence des microstructures sur la CST dans d'autres sections de ce chapitre, nous garderons pour l'instant le focus sur le rôle de la "température" et de la participation du "vieillissement par écrouissage" au sein de la CST dans la soude caustique à 105 C.

Comme les figures 6.9 à 6.14; le tableau 6.1 nous informe qu'un environnement inerte comme l'huile minérale amène à 105 C une perte de ductilité que l'on peut quantifier par la réduction de surface des éprouvettes de traction.

Tableau 6.1 : % Réduction de surface en fonction de la température et de l'environnement-vitesse de déformation=$2.6 \times 10^{-6} s^{-1}$

		AIR 20°C	HUILE 105°C	NaOH 7.74M 105°C
A 285	non soudé	59	45	26
	soudé trans.	63	50	28
	soudé long.		44	30
A 516	non soudé	68	56	35
	soudé trans.	66	54	33
	soudé long.		46	32
1030	non soudé	49	36	14
	soudé trans.	57	44	26
	soudé long.		37	27

Il apparait qu'à l'huile (105 C), la ductilité serait moindre qu'à l'air par un pourcentage de diminution de ductilité allant de 18 à 27% selon le type d'acier. Ceci n'est pas considérable si l'on compare cette diminution de ductilité à celle de la soude caustique qui fait perdre de 41 à 71% de la ductilité du matériau.

Ces chiffres nous amènent à affirmer que le vieillissement par écrouissage a une part à jouer dans la fragilisation de la soude caustique à 105 C. Selon nous, on ne peut attribuer la totalité de la reponsabilité de la fragilité du métal à la CST dans la soude caustique, mais sûrement la majorité de cette responsabilité. A l'aide des rapports de réduction de surface nous pouvons évaluer que la responsabilité du vieillissement par écrouissage serait de 18% pour l'acier A516, environ 22% pour l'acier A285 et 25% pour l'acier 1030 au niveau de leur fragilité dans la soude caustique 7.74M, à 105 C en présence de CST agressive. Il est certain que ce pourcentage de responsabilité du vieillissement par écrouissage n'est qu'indicatif et qu'il variera si la CST est plus ou moin agressive, ou si la vitesse de déformation varie.

6.4 Influence du potentiel imposé sur les essais de CST à taux de déformation constant .

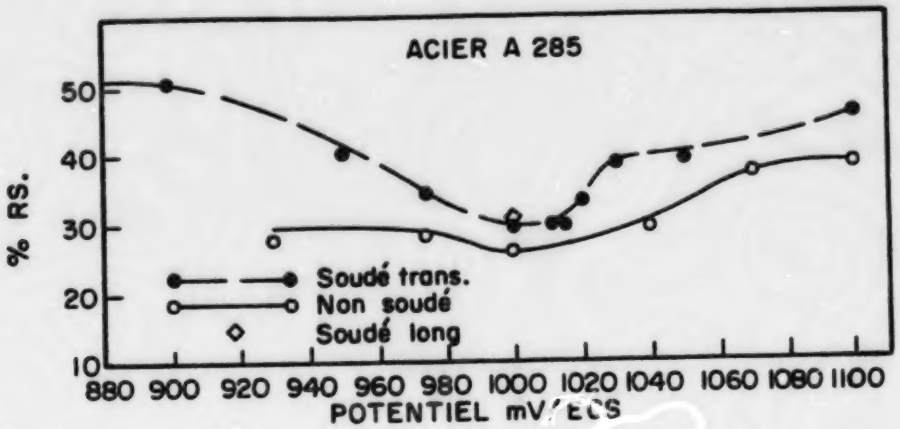
6.4.1 Conditions expérimentales .

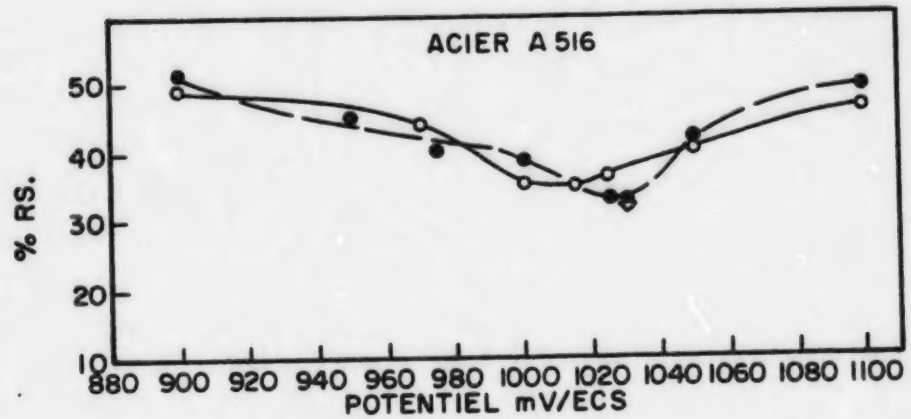
Pour cette étude nous avons utilisé le montage décrit à la section 6.1. Nous avons imposé une série de potentiels que nous avions préalablement déterminés au chapitre 5, pour chaque acier. Ces essais furent faits pour chaque acier à l'état soudé longitudinalement pour le potentiel le plus susceptible, déterminé à l'état soudé transversalement. En tout, plus de cent cinquante essais furent effectués avec une moyenne en durée; d'une journée.

6.4.2 Résultats expérimentaux

On retrouve les résultats expérimentaux aux figure 6.15 à 6.18 sur six graphiques. Chacun de nos aciers, possèdait ses propres caractéristiques mécaniques initialement à l'air; en absence d'apport thermique ou de corrosion. Pour illustrer ce fait: on observe aux figures 6.12 à 6.14 que l'acier A516 avait la plus haute limite élastique l'acier 1030 possédait la plus haute limite ultime et que l'acier A285 possédait les plus faibles propriétés mécaniques. Avec l'apport du soudage on observe aux figures 6.9 à 6.11 que ces caractéristiques demeurent et qu'elles sont une "hérédité", que les aciers conservent.

Dans la présentation de nos résultats expérimentaux sur les essais de CST à taux de déformation constant, nous avons voulu tenir compte de cette"héridité des propriétés mécaniques" de l'acier et du vieillissement par écrouissage.





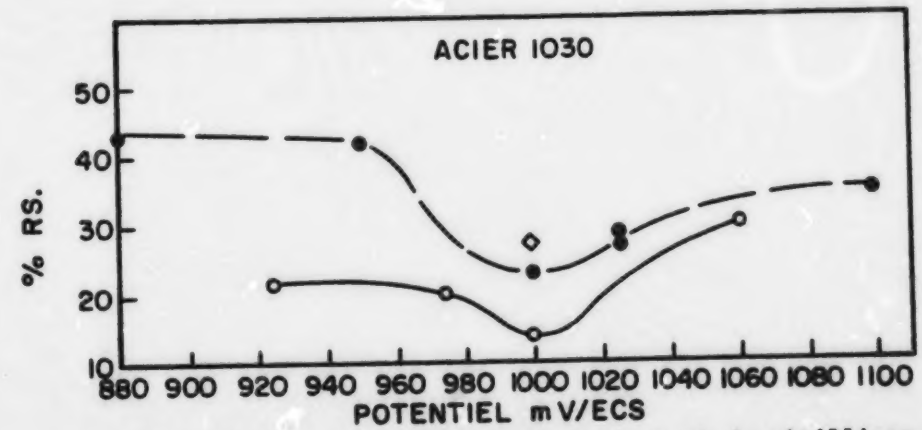


Fig. 6.15 Influence conjointe du soudage et du vieillissement par écrouissage sur les aciers A 285, A 516 et 1030 à l'état soudé et non soudé soumis à des essais de CST à différent potentiels imposés dans la soude caustique à 7.7411, 105 °C, 2.6×10^{-6} s^{-1}.

ESSAI DE CORROSION SOUS TENSION À TAUX DE DÉFORMATION CONSTANT

ACIER A 285

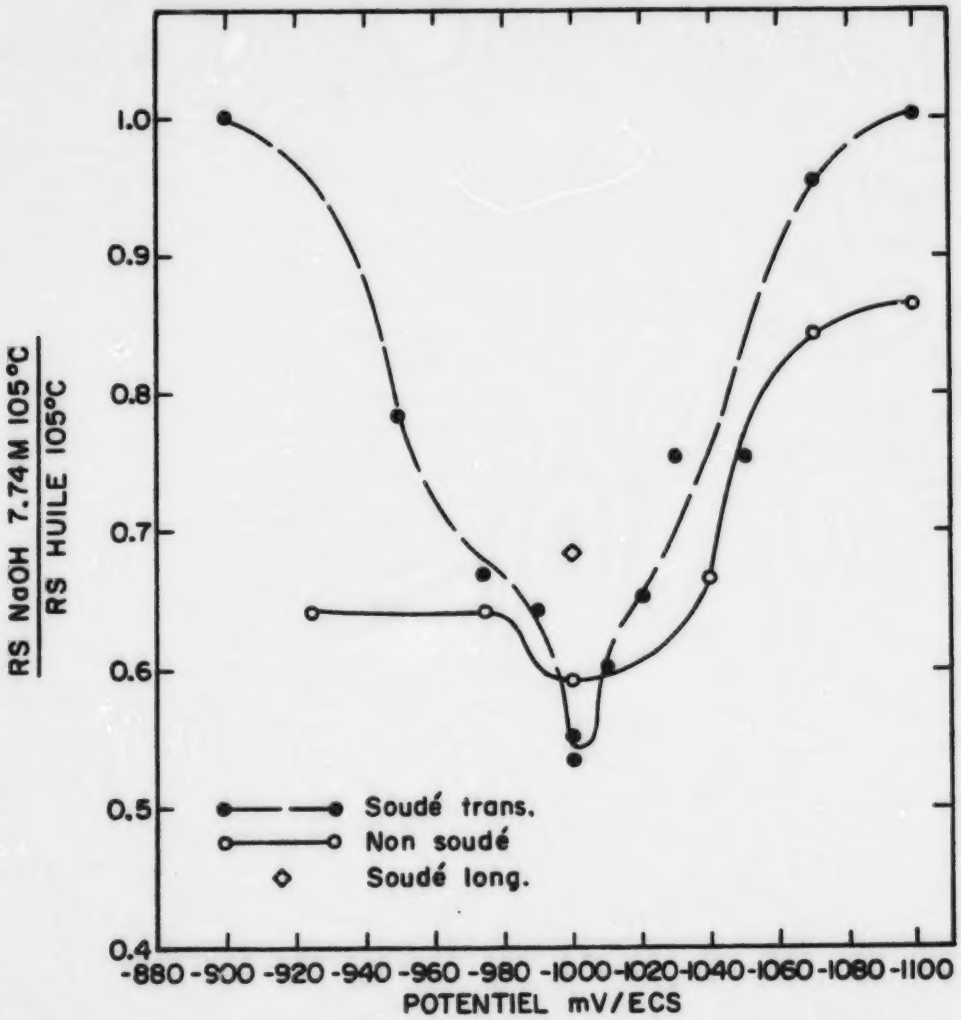


Fig. G.16

Essai de CST à taux de déformation constant sur l'acier A 285 à l'état soudé et non soudé. Réduction de surface relative en fonction du potentiel imposé.

ESSAI DE CORROSION SOUS TENSION À TAUX DE DÉFORMATION CONSTANT

ACIER A 516

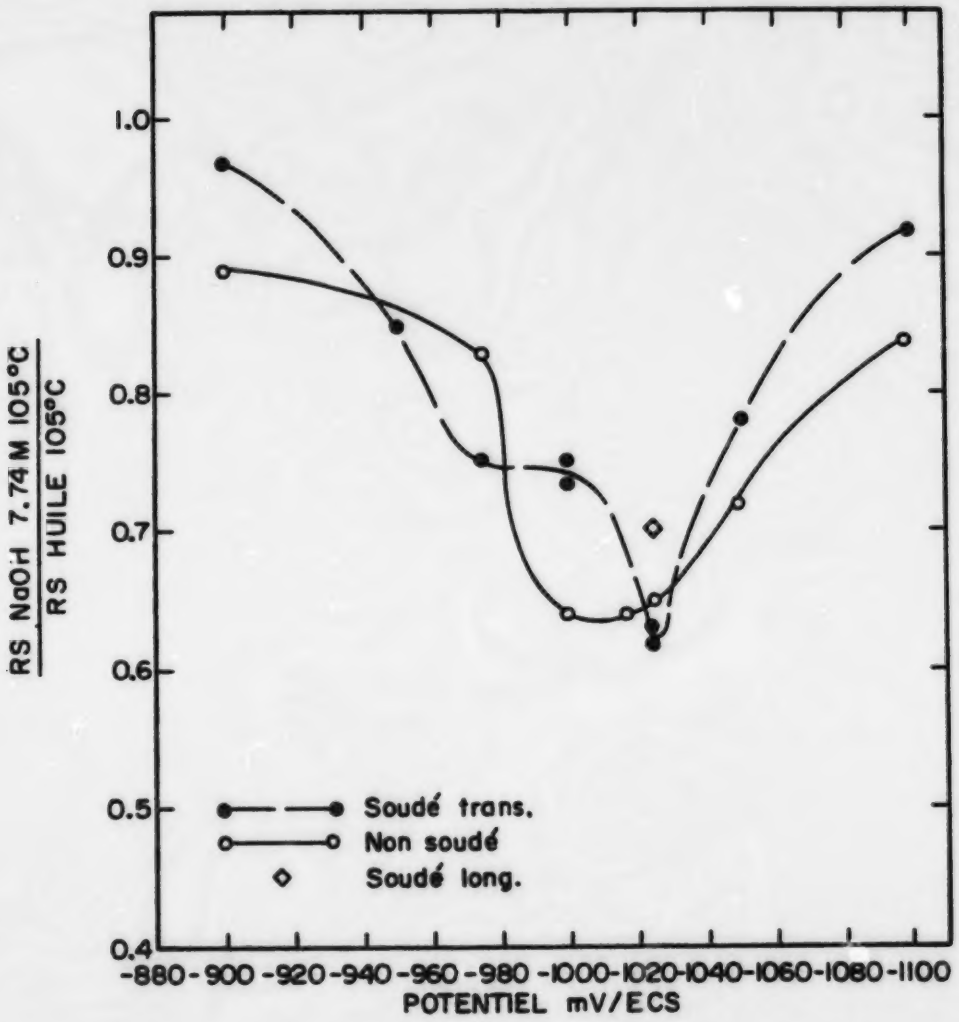


Fig. 6.17

Essai de CST à taux de déformation constant sur l'acier A 516 à l'état soudé et non soudé. Réduction de surface relative en fonction du potentiel imposé.

ESSAI DE CORROSION SOUS TENSION À TAUX DE DÉFORMATION CONSTANT

ACIER 1030

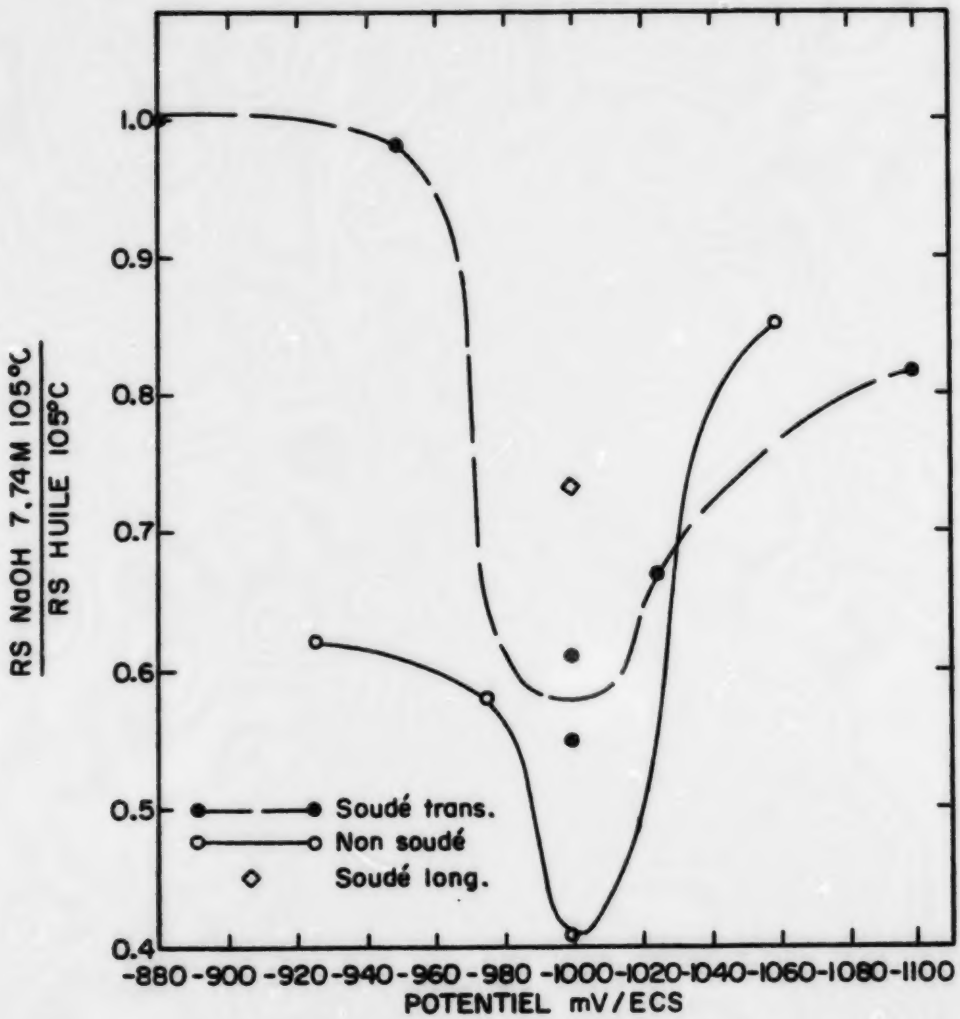


Fig. 6.18

Essai de CST à taux de déformation constant sur l'acier 1030 à l'état soudé et non soudé. Réduction de surface relative en fonction du potentiel imposé.

A la figure 6.15 nous avons mis sur trois graphiques les résultats bruts expérimentaux, tandis qu'aux figures 6.16 à 6.18 nous avons soustrait l'hérédité mécanique et l'effet du vieillissement par écrouissage pour ne retenir que l'influence de la CST. Les figures 6.16 à 6.18 nous donnent une réduction de surface relative et permettent objectivement de comparer le comportement à la CST des trois aciers nonobstant leurs différences initiales et leur vieillissement par écrouissage. Pour ce faire, à la figure 6.15 nous avons mis en graphique la réduction de surface "RS" de nos échantillons dans la soude caustique (équation 6.2) en fonction du potentiel imposé. Aux figures 6.16 à 6.18 nous avons mis en graphique la réduction de surface dans la soude caustique divisée par la réduction de surface à l'huile, tous deux à 105 C en fonction du potentiel imposé.

6.4.3 Discussion

Nos résultats à la figure 6.15 démontrent que le rôle du potentiel électrochimique est prépondérant dans la fragilisation des aciers et que son rôle varie selon le degré de manifestation de la CST. La fragilisation de l'acier varie d'un potentiel à l'autre. Cette fragilisation peut-être aussi légère que celle du vieillissement par écrouissage ou aussi agressive que peut le permettre la CST au potentiel le plus susceptible. En effet, des essais de CST dans la soude caustique à 7.74M, 105 C faits au potentiel de corrosion flottant ont démontré une fragilité égale à celle des esais faits à l'huile à 105 C. Ainsi au potentiel de corrosion on assiste à une fragilité équivalente au vieillissement par écrouissage et à l'absence de CST. Donc, pour une certaine zone de potentiel bien délimitée,nous assistons à une fragilité qui consiste en la présence conjointe de la CST et du vieillissement par

écrouissage tandis qu'à l'extérieur de cette zone de potentiel critique à la CST, nous assistons à une légère fragilité de l'acier qui peut-être attribuable uniquement au vieillissement par écrouissage.

6.4.3.1 Acier A285 .

On observe au premier abord sur la figure 6.16 que l'acier A285 non soudé est susceptible à la CST sur un intervalle de potentiel plus étendu que ne l'est l'acier A285 soudé.

A la figure 6.16: en ne tenant pas compte du vieillissement par écrouissage, (puisque ce dernier est soustrait) on observe qu'à l'état soudé, l'acier A285 est légèrement plus susceptible à la CST entre - 995 et - 1010mV qu'il ne l'est à l'état non soudé .

Par contre à la figure 6.15, lorsque l'on tient compte de l'effet du vieillissement par écrouissage, on observe l'inverse; c'est-à-dire que l'acier A285 non soudé est plus susceptible à la CST que ne l'est l'acier A285 soudé . Ceci peut s'expliquer de la façon suivante: au tableau 6.1, nous observons que le vieillissement par écrouissage est supérieur sur l'acier non soudé que soudé, puisque la réduction de surface (RS) dans l'huile à 105 C à l'état non soudé = 45% et soudé transversalement = 50%. Il est probable que le traitement thermique infligé au métal de base lors du soudage ait fait précipiter dans le métal de base des interstitiels et fait diminuer ainsi leur présence en tant qu'éléments interstitiels libres dans le métal de base avoisinant la soudure.

Etant donné le rôle prépondérant des interstitiels pour ancrer les dislocations lors du vieillissement par écrouissage, l'acier non soudé possède un degré de vieillissement par écrouissage plus élevé puisqu'il possède davantage l'interstitiels libres.

Au niveau du cordon de soudure, on observe à la figure 6.16 que le cordon est moins susceptible à la CST que le métal de base. Egalement à la figure 6.15 on observe qu'en tenant compte de l'hérédité et du vieillissement par écrouissage, l'acier A285 soudé, est plus résistant à la CST que le métal de base. Il semble cependant que la performance du cordon de soudure de l'acier A285 soit meilleure à la figure 6.16 que 6.15. Ceci s'explique par le fait que, par sa nature, le cordon de soudure possède une fragilité relative qui lui est inhérente, transmise par le traitement thermique du soudage et qui n'est pas imputée à la CST. Voir figure 6.6.

Malgré cette hérédité déficiente au départ au niveau de sa ductlité, la soudure longitunale possède malgré tout, une meilleure résistance à la CST cumulée à son hérédité et au vieillissement par écrouissage, que le métal de base.

6.4.3.2 Acier A516

On observe sur la figure 6.17 que l'acier A516 soudé, possède une zone de potentiel de susceptibilité maximale à CST plus étroite et décalée de 15mV. plus active par rapport à l'état non soudé.

Les figures 6.17,6.15 et le tableau 6.1 nous démontrent que le vieillissement par écrouissage n'est pas différent à l'état soudé transversalement ou à l'état non soudé. De même les figures 6.17 et 6.15 démontrent que la susceptibilité à la CST est pratiquement la même à l'état soudé transversalement ou à l'état non soudé.

Au niveau du cordon de soudure lui-même, on observe à la figure 6.17 qu'il est moins susceptible à la CST que le métal de base. Par contre si l'on tient compte de son hérédité, on observe à la figure 6.15 qu'il est un peu plus fragile que le métal de base. Ceci s'explique par le fait que le cordon de soudure subit plus de vieillissement par écrouissage que le métal de base ou la zone affectée thermiquement; voir tableau 6.1.

Ainsi l'influence de la soudure sur la CST se manifeste par les propriétés mécaniques et par le type d'acier de base.

6.4.3.3 Acier 1030

On observe pour cet acier aux figures 6.18 et 6.15 que la zone de potentiel de susceptibilité à la CST est la même à l'état soudé ou non soudé et que l'effet du soudage est bénéfique. En effet l'acier 1030 non soudé est beaucoup plus susceptible avec ses 14% de réduction de surface que ne l'est l'acier 1030 soudé tranversalement avec 23% de réduction de surface ou 1030 soudé longitudinalement avec ses 27% de réduction de surface.

L'acier 1030 est un acier effervescent tandis que les aciers A285 et A516 sont des aciers semi-calmés donc désoxydées. Il semblerait que le traitement thermique du soudage sur un acier effervescent riche en cabone comme l'acier 1030, soit plus bénéfique sur sa résistance à la CST qu'il ne l'est pour d'autres aciers.

6.5 Influence du taux de déformation sur les essais de CST .

On observe dans la littérature que l'influence de la vitesse de déformation n'est pas constante selon les matériaux présents. C'est ainsi que R.N. Parkins (5) a observé qu'en-deçà et au-delà d'une certaine vitesse de déformation (figure 2.22) égale à $10^{-5} s^{-1}$, l'alliage MgAL était moins susceptible à la CST. Par contre, le même auteur a publié avec Payer et Barry (60) (figure2.21) qu'à partir d'une ceertaine vitesse de déformation égale à $3 \times 10^{-6} s^{-1}$, la CST est manifeste chez les aciers dans la soude caustique, au-delà de cette vitesse la CST est absente et en-decà de cette vitesse jusqu'à $9.9 \times 10^{-7} s^{-1}$, la CST est de plus en plus agressive et augmente la fragilité de l'acier. Ils ont observé également que la vitesse de propagation des fissures ne variait pas en fonction de la vitesse de déformation en présence de CST.

Ces résultats intéressants nous ont inspiré pour l'étude de l'influence du soudage à partir d'essais faits à différentes vitesses de déformation puisque une soudure est en fait un matériau hétérogène au niveau de sa composition.

6.5.1 Résultats expérimentaux .

La figure 6.19 et 6.20 montrent l'influence du taux de déformation sur la fragilité caustique des aciers A285 et A516 soudés et non soudés, évaluée en fonction de la réduction de surface (RS) des éprouvettes.

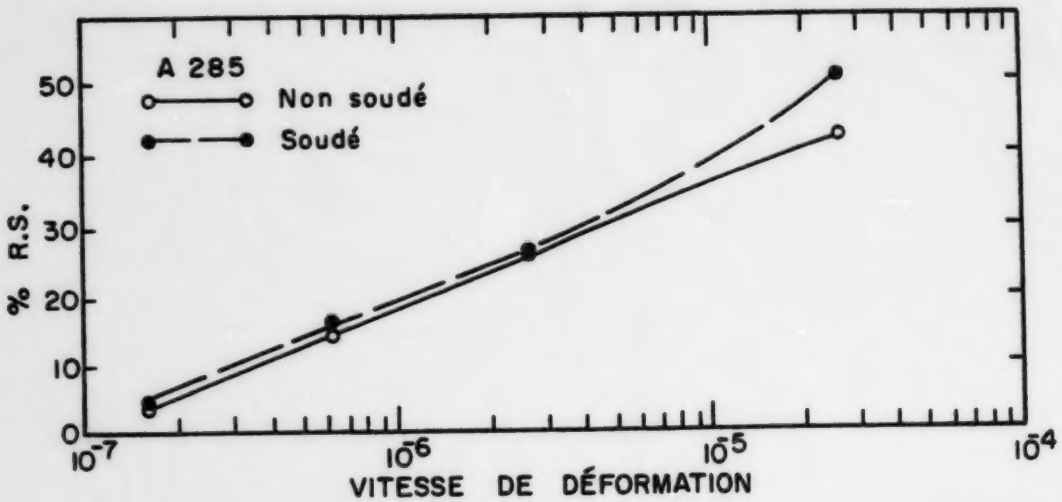


Fig. 6.19 Influence de la vitesse de déformation sur la réduction de surface de l'acier A 285 à l'état soudé et non soudé dans NaOH 7.74M 105°C E:-1000mV/ECS.

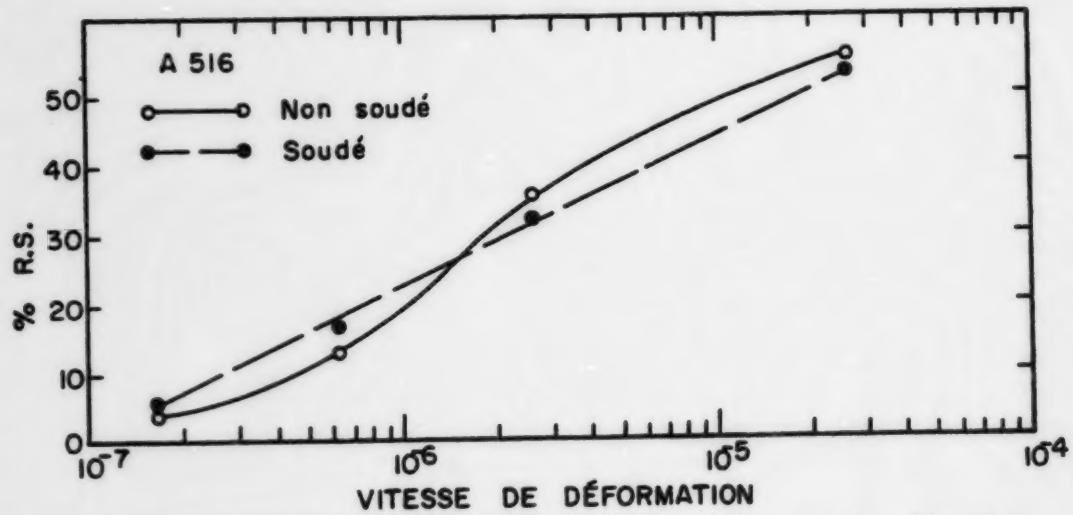


Fig. 6.20 Influence de la vitesse de déformation sur la réduction de surface de l'acier A 516 à l'état soudé et non soudé dans NaOH 7.74M, 105°C, E:-1025mV/ECS.

6.5.2 Discussion

On observe en premier lieu que les courbes des deux aciers soudés et non soudés ont une relation presque linéaire entre la réduction de surface et le logarithme de la vitesse de déformation dans cet intervalle de vitesse de déformation.

A haute vitesse de déformation c'est-à-dire $2.6 \times 10^{-5} s^{-1}$ au potentiel imposé le plus susceptible à la CST; l'acier ne possède aucune trace de CST et se comporte comme dans le cas où le potentiel imposé n'était pas susceptible à la CST ou comme dans le cas d'essais effectués dans de l'huile chaude. Ce qui démontre qu'à haute vitesse de déformation, seul l'effet de la température est présent et qu'il n'y a aucune CST. C'est ce qui explique que les courbes ne sont pas tout à fait linéaires à cette vitesse puisqu'étant en absence de CST, nous assistons, à cette vitesse de déformation élevée, uniquement à du vieillissement par écrouissage. Puisque l'hérédité mécanique est différente pour les aciers A285 et A516, ceci explique leur différence de comportement à haute vitesse lorsque la CST est absente. A la section 6.4 nous avions observé que dans l'huile à 105 C, l'acier A285 soudé transversalement était plus ductile que l'acier A285 non soudé. Nous observons également cette constatation dans la soude caustique à basse vitesse de déformation. Par contre dans l'huile, nous avions observé que l'acier A516 non soudé était légèrement plus ductile que l'acier A516 soudé; ici encore, à haute vitesse, ce comportement se répète. Par contre, à basse vitesse de déformation, certaine propriétés mécaniques, engendrées par le soudage, renversent cette tendance observée à haute vitesse.

On observe en effet sur la figure 6.20 que l'acier A516 soudé transversalement offre une meilleure résistance à la CST que l'acier A516 non soudé pour des essais à $10^{-7}\ s^{-1}$.

Ces observations sont la moyenne d'expérience et pour pouvoir quantifier de telles observations, une étude statistique s'avère indispensable.

Les limites de nos appareils ne nous ont pas permis de descendre plus bas que $1.58 \times 10^{-7}\ s^{-1}$. Cependant à $10^{-7}\ s^{-1}$ on observe définitivement que <u>l'état soudé de ces deux aciers est moins susceptible à la CST que ne l'est l'acier non soudé</u> .

6.6 Examen macrographique des fractures

Pour évaluer la susceptibilité à la CST des aciers soudés et non soudés, nous avons pris, dans un premier temps, des macrophotos de nos éprouvettes de traction, pour déceler la présence et le lieu des fissures secondaires engendrées par la CST. Les figures 6.21 et 6.22, sont des vues macroscopiques prises au microscope optique, des aciers A285 et A516 pour quatre essais de chaque acier soudé et non soudé; trois essais dans la soude caustique en fonction de différents potentiels imposés, et un quatrième essai dans l'huile. Tous ces essais furent faits à une même vitesse de déformation; soit $2.6 \times 10^{-6} s^{-1}$ et à la même température, 105 C.

6.6.1 Examen macrographique en fonction du potentiel imposé .

6.6.1.1 Acier A285

A la figure 6.21 pour l'acier A285, nous observons une tendance constante de la part de l'acier non soudé à être moins ductile que l'acier soudé. Comme nous l'avons vu au tableau 6.1, cette tendance est constante également à l'air et à l'huile. Cette caractéristique serait donc inhérente aux propriétés mécaniques des états soudés et non soudés de l'acier.

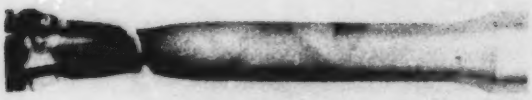
Au potentiel le plus susceptible à la CST de l'acier A285 soit: -1000 mV/ECS, nous observons la présence de fissures secondaires grossières à l'état soudé comme à l'état non soudé. Il est à noter, par contre, qu'à l'état soudé, les fissures secondaires ne sont pas distribuées de façon homogène mais qu'elles sont concentrées dans le métal de base seulement.

A 285

NON SOUDÉ

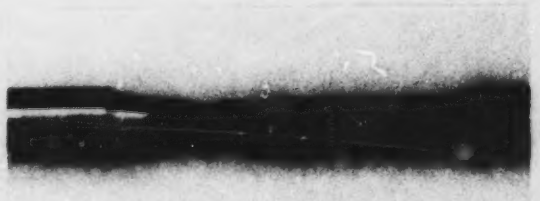
SOUDÉ TRANSVERSALEMENT

NaOH 7.74 M. E=-925mV/ECS. RS= 27%



NaOH 7.74 M, E=-900mV/ECS. RS= 51%

NaOH 7.74 M. E=-1000 mV/ECS, RS= 26%



NaOH 7.74 M. E=-1000mV/ECS. RS= 29%

NaOH 7.74 M. E=-1070mV/ECS. RS= 37%

NaOH 7.74 M. E=-1070mV/ECS. RS= 42%

HUILE RS= 44%

HUILE RS= 51%

Figure 6.21 - ESSAI DE CST SUR L'ACIER A285 À 105°C AVEC UNE VITESSE DE DÉFORMATION = $2.6 \times 10^{-6} s^{-1}$

Au potentiel moins susceptible à la CST, tel -900 et -1070 mV/ECS, nous n'observons pas de fissures secondaires engendrées par la CST. Ce comportement est en accord avec notre graphique de la réductionn de surface en fonction du potentiel à la figure 6.16 qui semble indiquer lui aussi que l'acier A285 non soudé est susceptible à la CST sur un intervalle de potentiels plus larges.

Nous observons également que le potentiel imposé n'a pas d'influence sur le site de la fracture dans les éprouvettes soudées, puisque, peu importe le potentiel, nous observons que la fracture se maintient dans le métal de base et non dans le cordon de soudure et la zone affectée thermiquement.

6.6.1.2 Acier A516

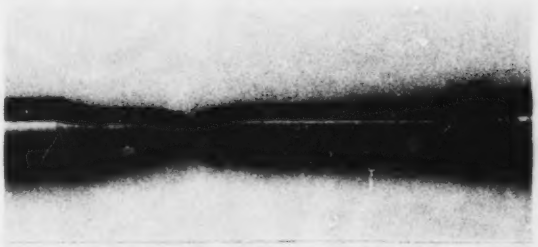
A la figure 6.22 nous observons pour l'acier A516 quelques différences de comportement par rapport à l'acier A285. Tout d'abord, les états soudé et non soudé se comportent à toute fin pratique, de façon semblable avec un même degré de susceptibilité à la CST. Les fissures secondaires pour l'acier A516 semblent moins grossières que les fissures de l'acier A285. Ici encore, le potentiel imposé n'influence pas le site de la fracture et nous observons que les éprouvettes d'acier A516 soudé, tout comme celles de l'acier A285, se fracturent dans le métal de base, peu importe le potentiel imposé.

La figure 6.15 démontre que l'acier 1030 se comporte de façon semblable à l'acier A285 tout en étant plus susceptible que cette dernière.

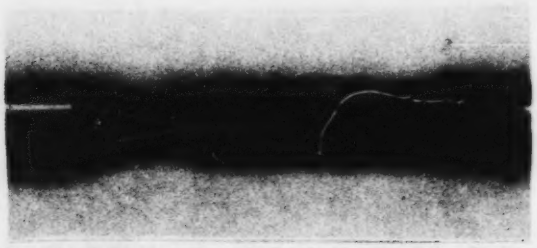
A 516

NON SOUDÉ

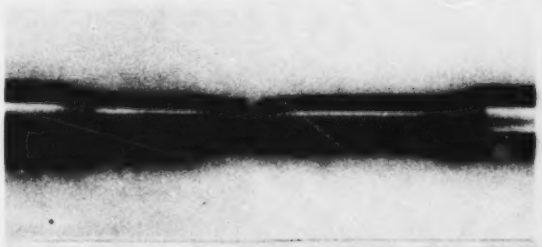
SOUDÉ TRANSVERSALEMENT



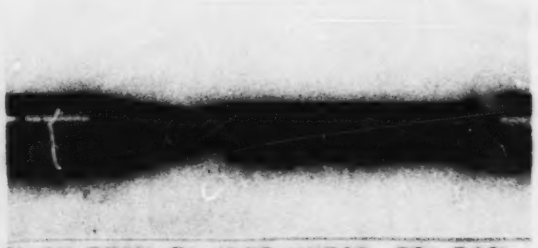
NaOH 7.74 M. E=-900mV/ECS. RS= 49%



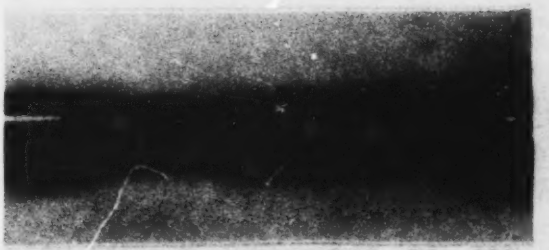
NaOH 7.74M. E=-900mV/ECS. RS= 51 %



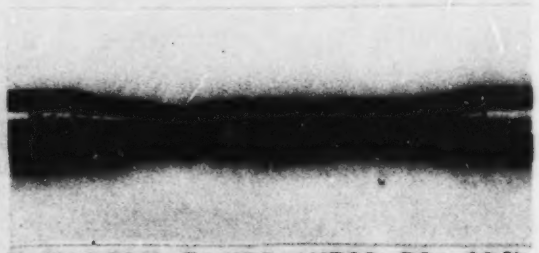
NaOH 7.74 M. E=-1025mV/ECS. RS= 36%



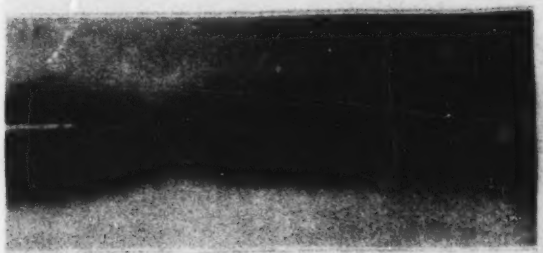
NaOH 7.74M. E=-1025mV/ECS. RS= 34%



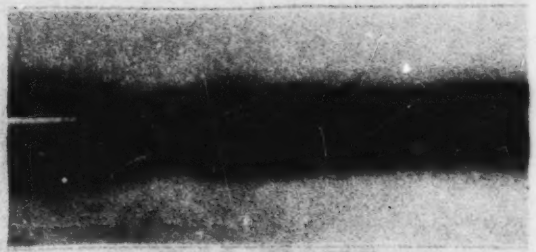
NaOH 7.74 M. E=-1100mV/ECS. RS= 46%



NaOH 7.74 M. E=-1100mV/ECS. RS= 49%



HUILE RS= 55%



HUILE RS= 53%

Figure 6.22 - ESSAI DE CST SUR L'ACIER A516 À 105°C AVEC UNE VITESSE DE DÉFORMATION = $2.6 \times 10^{-6} s^{-1}$

Pour cette raison nous n'avons pas représenté de macrophotos de l'acier 1030. Comme la figure 6.18 le démontre, l'acier 1030 soudé offre une meilleure résistance à la CST que l'acier 1030 non soudé.

6.6.2 Examen macrographique en fonction de la vitesse de déformation .

Aux figures 6.23 et 6.24 sont présentées des vues macrographiques des aciers A285 et A516 à l'état soudé et non soudé pour trois vitesses de déformation distinctes.

Pour ces deux aciers, nous observons qu'à la plus haute vitesse de déformation, soit: $2.6 \times 10^{-6} s^{-1}$, dans la soude caustique avec potentiel imposé susceptible à la CST, il y a absence de fissure secondaire aux abords de la fracture et absence de CST puisque la réduction de surface à cette vitesse est semblable à la réduction de surface dans l'huile à la même température. Voir Tableau 6.1 et la figure 6.20.

A très basse vitesse de déformation, nous observons un nombre plus élevé et plus étendu de fissures secondaires. Ces dernières sont moins larges mais plus profondes. Dans le cas de l'acier A285, nous observons que la fractures s'est manifestée dans le métal de base, peu importe la vitesse de déformation sollicitée.

Dans le cas de l'acier A516 il en est autrement à très basse vitesse de déformation. En effet, nous avons observé à $1.58 \times 10^{-7} s^{-1}$, que la fracture se manifestait dans le centre du cordon, ce qui ne s'était jamais produit dans nos travaux.

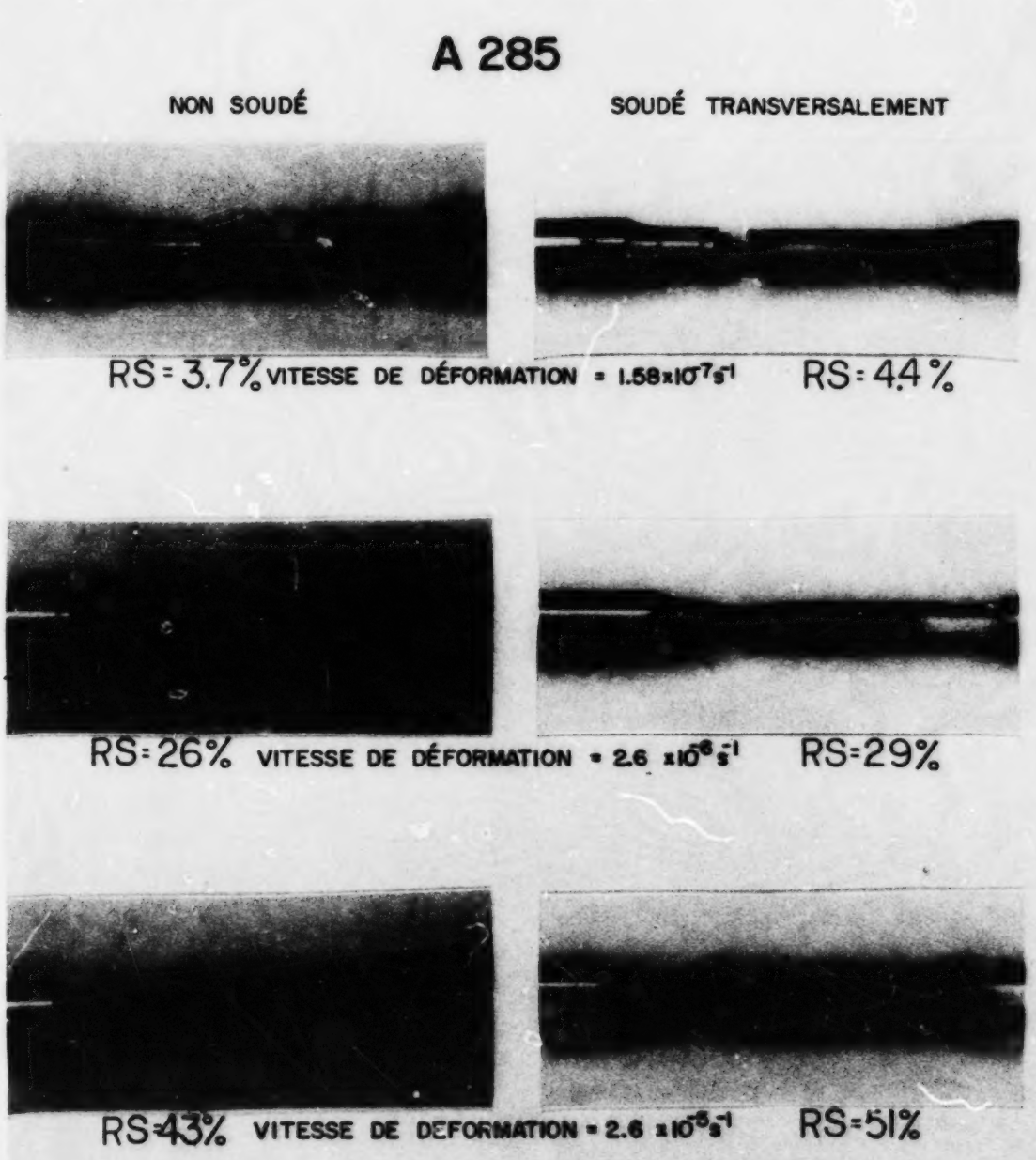


Figure 6.23 - INFLUENCE DE LA VITESSE DE DÉFORMATION SUR L'ACIER A285 SOUDÉ ET NON SOUDÉ. NaOH 7.74 M. À 105°C. E=-1000 mV/ECS.

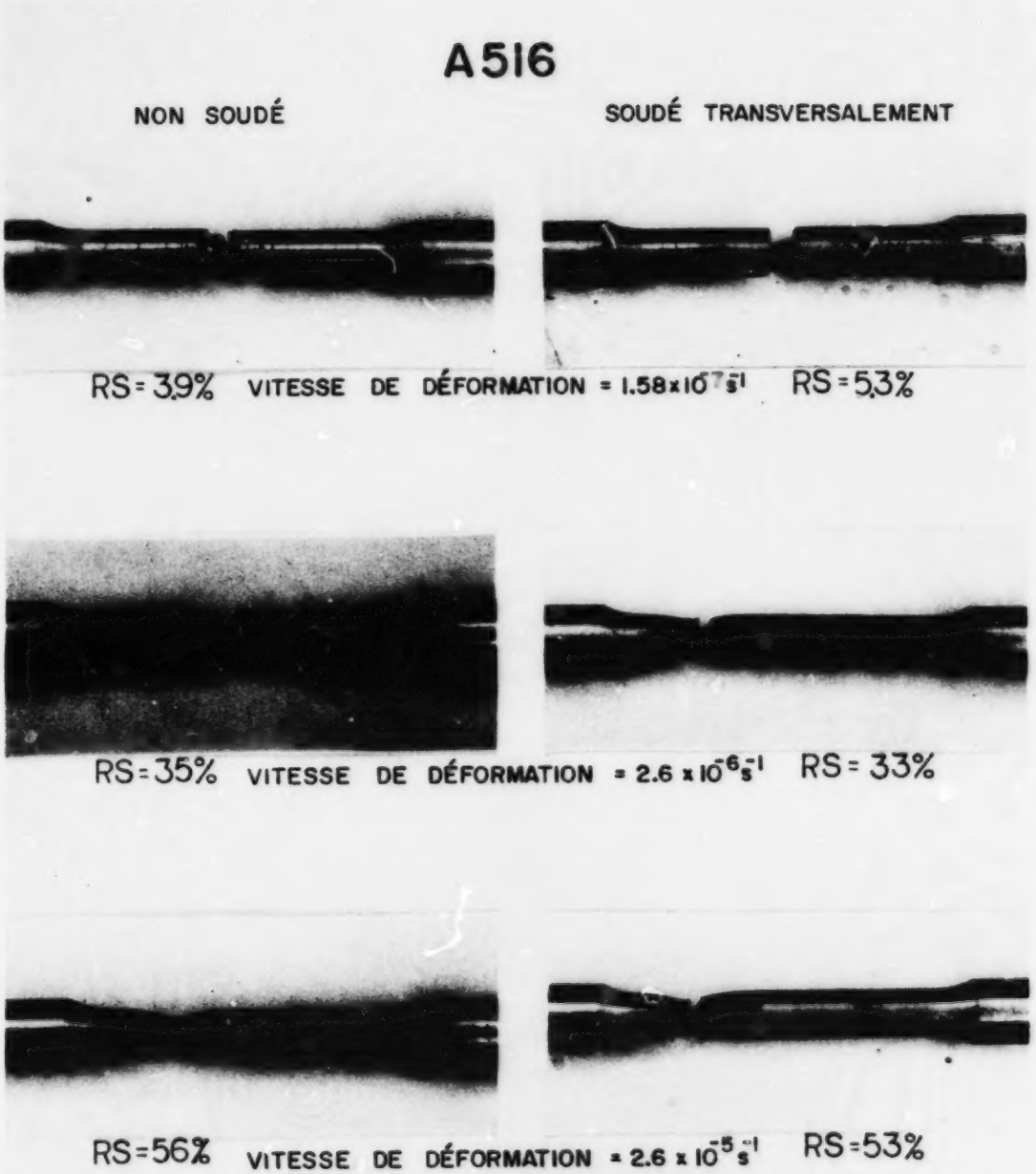


Figure 6.24 – INFLUENCE DE LA VITESSE DE DÉFORMATION SUR L'ACIER A 516 SOUDÉ ET NON SOUDÉ. NaOH 7.74 M. À 105°C. E=-1025 mV/ECS.

Pour pouvoir quantifier ce phénomène particulier et singulier, une étude statistique à ces basses vitesses de déformation serait indispensable.

Il demeure que la CST augmente son agressivité à mesure que la vitesse de déformation diminue. Ce phénomène s'observe autant sur les aciers soudés que non soudés et s'expliquerait par une qualité accrue de la passivation en surface, mais surtout par augmentation très importante de la dissolution localisée au sommet des fissures que seul le temps permettrait. Une autre explication plausible serait que le temps favoriserait une fragilisation plus importante par l'hydrogène, puisque lorsque la couche de passivation est formée nous assistons à la présence d'un courant cathodique à la surface de l'éprouvette de l'ordre de 0.20 mA/cm^2 causé par l'anoblissement du potentiel de corrosion.

6.7 Examen micrographique des faciès de rupture

A la section 6.6 nous avons fait une étude comparative de macrophotos en fonction de différents potentiels imposés et de différentes vitesses de déformation.

Pour poursuivre notre évaluation de la susceptibilité à la CST des aciers soudés et non soudés, nous avons dans un deuxième temps, examiné les faciès de rupture à l'aide d'un microscope électronique à balayage. Le microscope électronique à balayage nous a permis de déceler l'existence de fissures secondaires plus fines et étudier la morphologie des fissures.

6.7.1 Préparation des éprouvettes de traction pour l'examen micrographique .

Pour mener ces études, les éprouvettes d'acier rupturées doivent être exemptes de traces d'oxydes. Par conséquent, elles sont nettoyées par ultra-sons dans une solution diluée de HCl contenant un inhibiteur de corrosion $\left(6\text{ ml HCl} + 8\text{ ml } 35\%: \text{ 2 Butyne - 1.4 Diol} + 100\text{ ml } H_2O\right)$ pour enlever la couche d'oxyde formée lors des expériences. Ce nettoyage apparait satisfaisant car il garde le faciès de rupture intact et inattaqué par la solution de décapage.

6.7.2 Influence du milieu : air, huile 105 C, NaOH 7.74M, 105 C.

Les micrographies par micorcope à balayage permettent de bien visualiser la morphologie des faciès de rupture. A la figure 6.25 sont présentés les faciès de rupture des aciers A285, A516 et 1030 tractionnés à l'air.

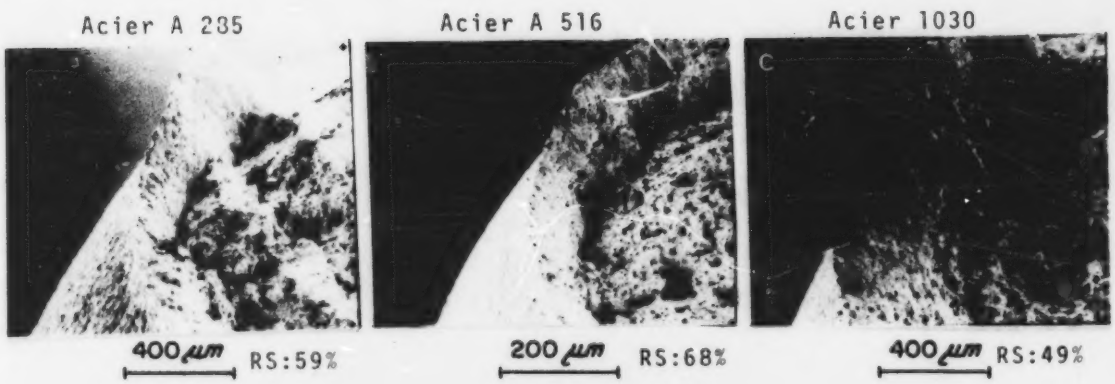


Figure 6.25 Aciers A 285,A 516 et 1030 tractionnés à l'air.

Figure 6.26 Aciers A285, A 516 et 1030 tractionnés à l'huile à 105°C.

Figure 6.27 Aciers A285, A 516 et 1030 tractionnés dans NaOH à 105°C.
(Potentiel de susceptibilité)

Nous observons que l'acier A516 démontre le plus de ductilité avec un faciès en "coupe" et que l'acier 1030 est l'acier le moins ductile acceptant près de 20% moins de réduction de ssurface que l'acier A516 à l'air.

A la figure 6.26 on observe une diminution de la ductilité des trois aciers suite au vieillissement structural dans l'huile à 105 C. On remarque que l'acier A516 demeure plus ductile que les deux autres aciers.

La figure 6.27 révèle les faciès de rupture des trois aciers tractionnés dans une solution 7.74 M de NaOH à 105 C avec une vitesse de déformation constante = $2.6 \times 10^{-6}\ s^{-1}$ au potentiel le plus suceptible pour chaque acier. On remarque sur cette figure une grande différence de morphologie des faciès. En effet, jusqu'ici aux figures 6.25 et 6.26, nous étions en présence de ruptures ductiles avec des réductions de surface majeures allant jusqu'à 68%. A la figure 6.27 nous sommes en présence de faciès de rupture démontrant la présence de CST avec des fissures secondaires imposantes au voisinage de la rupture et d'une réduction de surface mineure de 14 à 35%. Ici encore, l'acier A516 est le plus ductile et démontre davantage de déformation plastique en coeur de l'éprouvette que les deux autres aciers. L'acier 1030 est toujours l'acier le plus fragile.

6.7.3 <u>Etude comparative des faciès de rupture entre les états non soudé, soudé transversalement et soudé longitudinalement</u> .

Aux figures 6.28, 6.29 et 6.30 nous avons des photos par microsope électronique à balayage démontrant respectivement le faciès de rupture de l'acier A285 aux états non soudé,soudé transversalement,soudé longitudinalement. Pour les figures 6.28 à 6.36, les photos "a"et"b" sont des vues périphérique de l'éprouvette à deux grossissements différents et les photos "c" sont une vue du centre du faciès de rupture des éprouvettes.

Figure 6.28 Acier A 285 non soudé NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

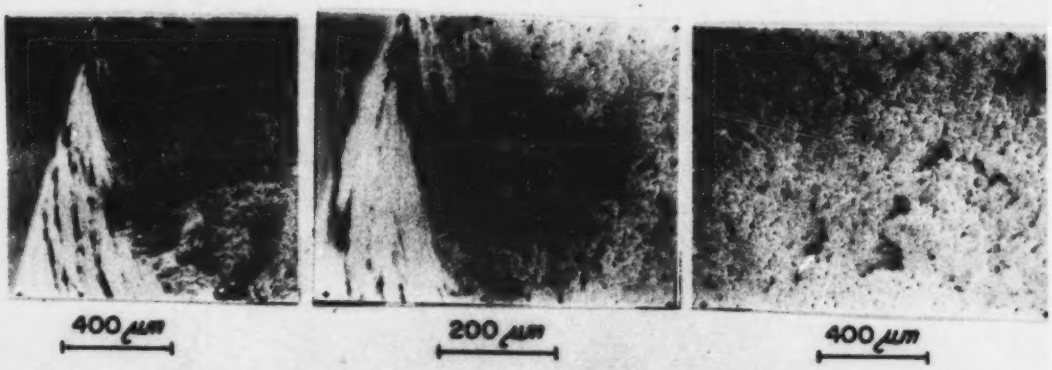


Figure 6.29 Acier A 285 soudé trans. NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

Figure 6.30 Acier A 285 soudé long. NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

Les figures 6.31, 6.32 et 6.33 démontrent l'aspect du faciès de rupture de l'acier A516 et les figures 6.34, 6.35 et 6.36 démontrent elles, l'aspect du faciès de rupture de l'acier 1030.

6.7.3.1 Acier A285

Les figures 6.28 à 6.30 de l'acier A285 nous révèlent la présence d'une zone de CST intergranulaire aux abords de l'éprouvette de l'ordre de 200 à 250 um. Cette zone intergranulaire est semblable pour les états non soudé et soudé transversalement et légèrement plus mince à l'état soudé longitudinalement. Egalement on observe en "c" pour ces trois figures la présence de petits cupules témoignant d'une faible ductilité. Le centre de ces faciès serait le plus ductile à l'état soudé longitudinalement pour l'acier A285. Ceci corrobore nos résultats de la figure 6.16.

6.7.3.2 Acier A516

Les figures 6.31 à 6.33 de l'acier A516 nous révèlent la présence d'une zone de CST intergranulaire de l'ordre de 130 à 160 um aux abords de l'éprouvette. Cette zone intergranulaire est de moindre importance que celle de l'acier A285. Pour l'acier A516 la zone intergranulaire est plus épaisse à l'état soudé longitudinalement, par contre, le faciès de rupture au centre est plus fragile à l'état soudé transversalement.

Figure 6.31 Acier A 516 non soudé NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

Figure 6.32 Acier A 516 soudé trans. NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

Figure 6.33 Acier A 516 soudé long. NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

6.7.3.3 Acier 1030

Les figures 6.34 à 6.36 de l'acier 1030 nous révèlent également la présence d'une zone de CST intergranulaire de l'ordre de 130 à 170 um. La zone intergranulaire se présente de façon plus importante à l'état soudé transversalemnt. Par contre, le centre apparait plus fragile à l'état non soudé.

Il apparait donc qu'une zone intergranulaire apparait à l'état soudé ou non soudé pour les trois aciers.

6.7.4 Etude comparative des faciès de rupture en fonction du potentiel imposé .

6.7.4.1 Acier A285 .

Aux figures 6.37 à 6.39 les photos par microscope électronique à balayage démontrent le faciès de rupture de l'acier A285 soudé transversalement pour trois potentiels différents imposés dans la soude caustique à 105 C 7.74 M, 2.6 $x10^{-6}$ s^{-1} .

Si nous nous référons à la figure 5.10, le choix des potentiels s'est fait de façon à souligner l'existence de la zone de susceptibilité à la CST. A la figure 6,37, nous observons que le potentiel de - 900 mV/ECS a suscité une rupture ductile avec une légère initiation de fissures secondaires en surface de l'éprouvette. Ce potentiel crée une passivation du métal sans permettre une dissolution localisée du métal (figure 5.10) puisque la dissolution à ce potentiel est trop lente par rapport à sa déformation plastique

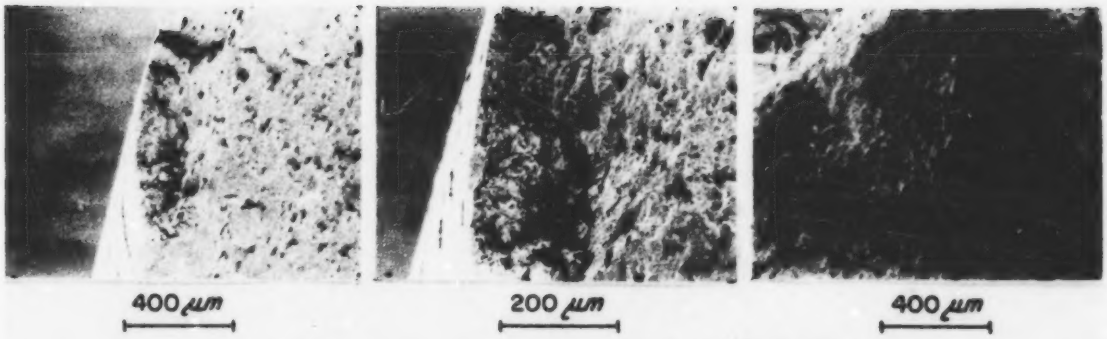


Figure 6.34 Acier 1030 non soudé NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

Figure 6.35 Acier 1030 soudé trans. NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

Figure 6.36 Acier 1030 soudé long. NaOH 7.74 M 105°C E:-1000mV/ECS.

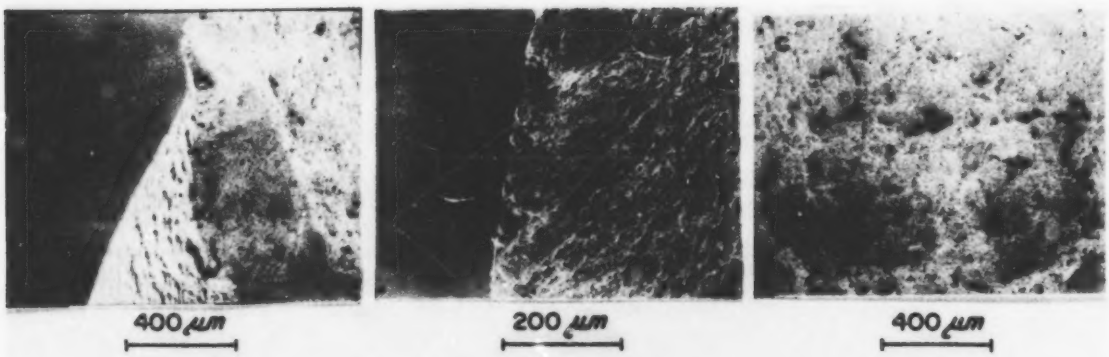


Figure 6.37 E:-900mV/ECS.

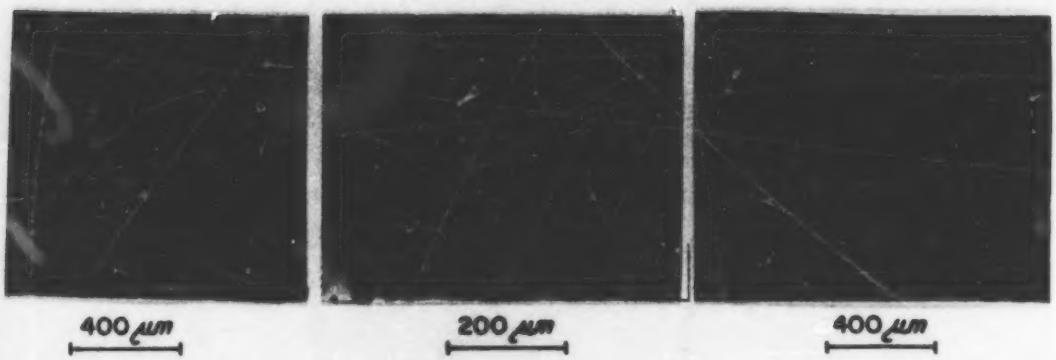


Figure 6.38 E:-1000mV/ECS.

Figure 6.39 E:-1070mV/ECS.

Les figures6.37,6.38,6.39 démontrent l'aspect de la fracture de l'acier A 285 soudé transversalement en fonction du potentiel imposé.

A la figure 6.38 l'éprouvette de traction était soumise à un potentiel imposé de -1000 mV/ECS ce qui est au coeur de la zone de potentiel susceptible à la CST; figure 5.10.

A ce potentiel, nous observons une propagation très importante de fissures intergranulaires. Au centre du facies, (figure 6.38C.), nous observons une perte de ductilité importante occasionnée par ce potentiel.

A la figure 6.39 l'imposition d'un potentiel moinsanodique de -1070 mV/ECS occasionne à nouveau une rupture ductile. Ce potentiel se situe au niveau du courant critique (figure 5.10) où toute passivation est impossible. Il est intéressant de noter la ressemblance du faciès de rupture de l'acier A285 dans la soude caustique à -1070mV (figure 6.39) et le faciès de rupture de l'acier A285 dans l'huile à 105 C (figure 6.26a). A nouveau cette ressemblance démontrent bien que, malgré que nous sommes dans la soude caustique; à ce potentiel de -1070 mV il n'y a pas plus de CST que dans l'huile.

6.7.4.2 <u>Acier A516</u>

Aux figures 6.40 à 6.42; les faciès de ruptures de l'acier A516 soudé transversalement sont présentés pour trois potentiels différents imposés. A la figure 6.40, nous nous situons à un potentiel de passivivation = - 900 mV/ECS. Comme l'acier A285, l'acier A516 est ductile à ce potentiel et ne permet qu'une légère initiation de fissures secondaires en surface de l'éprouvette; figure 6.40b).

A la figure 6.41 le potentiel imposé; - 1025 mV/ECS est au coeur de la zone de potentiel susceptible à la CST: (figure 6.17).

Nous observons une importante zone de CST intergranulaire, mais cependant moins présente que dans le cas de l'acier A285. Au centre du faciès: figure 6.41c, nous observons une perte de ductilité importante occasionnée par ce potentiel.

A la figure 6.42 le potentiel imposé est au niveau du courant critique soit = - 1100 mV/ECS. Malgré que ce potentiel soit très actif, nous observons que l'acier A516 est susceptible à la CST sur un intervalle de potentiels plus large que l'acier A285, puisqu'à 1100 mV/ECS, l'acier A516 présente encore des fissures secondaires intergrnulaires et que le faciès de rupture possède encore une zone de CST intergranulaire. On peut percevoir cependant qu'à ce potentiel, la CST est à la baisse.

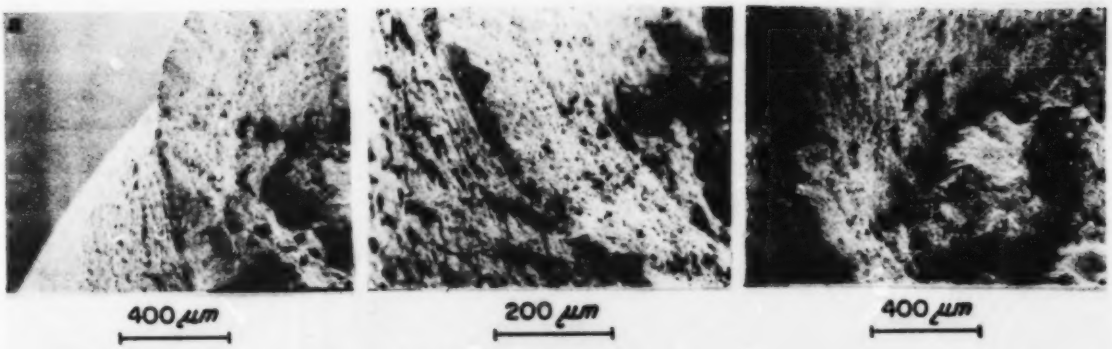


Figure 6.40 E:-900mV/ECS

Figure 6.41 E:-1025mV/ECS

Figure 6.42 E:-1100mV/ECS

Les figures 6.40,6.41,6.42 démontrent l'aspect de la fracture de l'acier A 516 soudé transversalement en fonction du potentiel imposé.

6.7.5 Etude comparative des faciès de rupture en fonction de la vitesse de déformation.

Un des avantages indéniables des essais à basse vitesse de déformation est qu'ils ne font pas seulement apparaitre la CST, car nous l'observons déjà très bien à $2.6 \times 10^{-6}\ s^{-1}$, mais qu'à plus basse vitesse, telle $1.58 \times 10^{-7}\ s^{-1}$, nous accentuons à la fois les mécanismes de CST et nous simulons de plus près la réalité. Il est à noter cependant, que ces essais accroissent les contraintes expérimentales pour le chercheur puisque un essai à $2.6 \times 10^{-6}\ s^{-1}$ consiste en une traction de 1 mm/3:17 heures et qu'un essai à $1.58 \times 10^{-7} s^{-1}$ consiste, lui, en un essai de traction de 1 mm/56 heures. Ces contraintes expérimentales ont imposé que nous travaillions sur deux aciers à basse vitesse de déformation. Nous avons donc retenu pour l'influence de la vitesse de déformation: les aciers A285 et A516 puisque l'acier 1030 ne répond pas aux normes pour la fabrication de récipients sous pression.

6.7.5.1 Acier A285

Les figures 6.43 à 6.45 mettent en relief l'influence du soudage sur la CST de l'acier A285 en fonction de trois vitesses de déformation. Nous observons tout d'abord que, plus la vitesse de déformation est lente, plus les faciès sont fragiles. Il apparait que la zone de CST intergranulaire augmente de façon importante avec la diminution de la vitesse de déformation; figure 6.43.

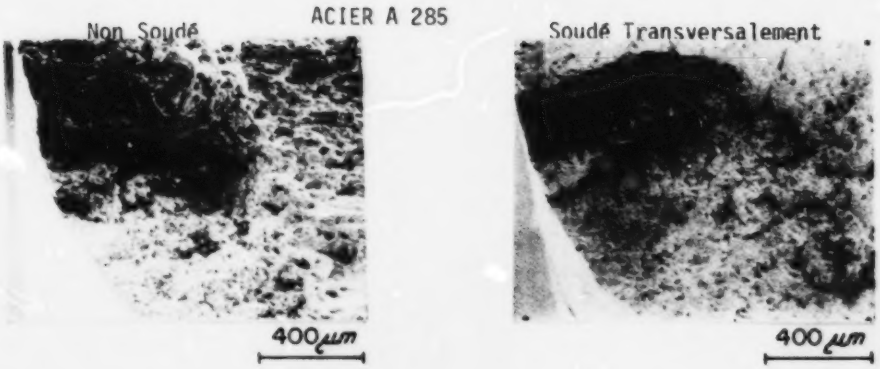


Figure 6.43 Vitesse de déformation: $1.58 \times 10^{-7} s^{-1}$

Figure 6.44 Vitesse de déformation: $2.6 \times 10^{-6} s^{-1}$

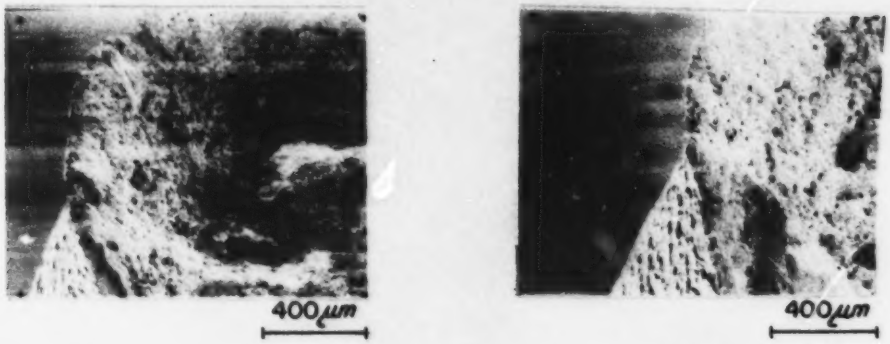


Figure 6.45 Vitesse de déformation: $2.6 \times 10^{-5} s^{-1}$

Les figures 6.43,6.44 et 6.45 démontrent l'aspect de la fracture de l'acier A285 à l'état soudé et non soudé en fonction de la vitesse de déformation.

Pour illustrer ceci quantitativement:

Vitesse de déformation	Epaisseur de CST intergranulaire
$1.58 \times 10^{-7}\ s^{-1}$	600 à 700 µm
$2.6 \times 10^{-6}\ s^{-1}$	200 à 300 µm
$2.6 \times 10^{-5}\ s^{-1}$	25 µm

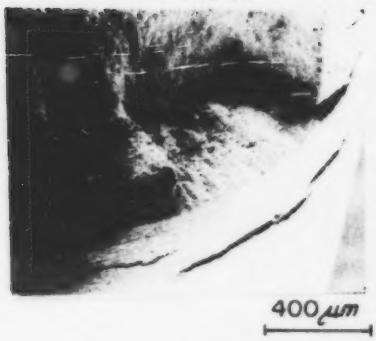
On observe également que les fissures secondaires se présentent à la fois plus fines et plus profondes. Ce comportement est semblable pour l'acier soudé ou non soudé. A plus haute vitesse de déformation, on observe sur la figure 6.45 une similitude avec la figure 6.37. L'acier A285 à haute vitesse de déformation ne présente que l'initiation de fissures secondaires intergramulaires et se fracture par cisaillement.

6.7.5.2 Acier A516

Pour l'acier A516, les figures 6.46 à 6.48 mettent en relief l'influence du soudage sur la CST en fonction de trois vitesses de déformation. Comme l'acier A285, l'acier A516 manifeste une susceptibilité accrue à la CST à basse vitesse de déformation. Cette tendance se manifeste autant à l'état soudé que non soudé. Les fissures secondaires intergranulaires apparaissent plus rares, plus fines et plus profondes à basse vitesse de déformation; figure 6.46.

ACIER A 516

Non Soudé



Soudé transversalement

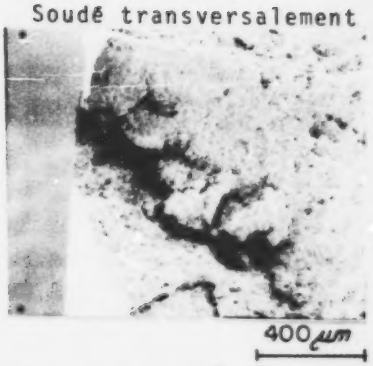
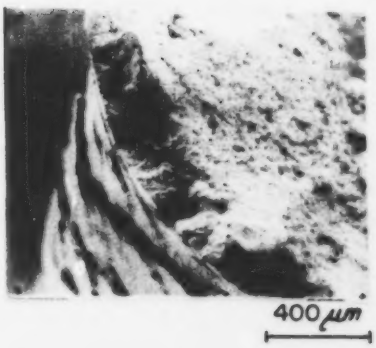


Figure 6.46 Vitesse de déformation: $1.58 \times 10^{-7} s^{-1}$



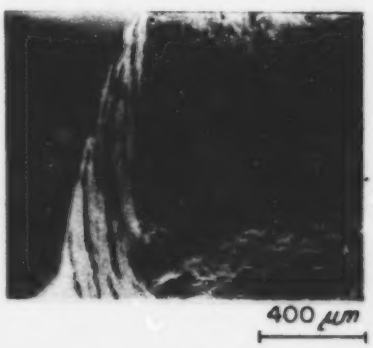
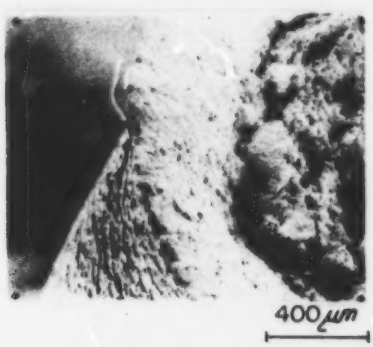


Figure 6.47 Vitesse de déformation: $2.6 \times 10^{-6} s^{-1}$



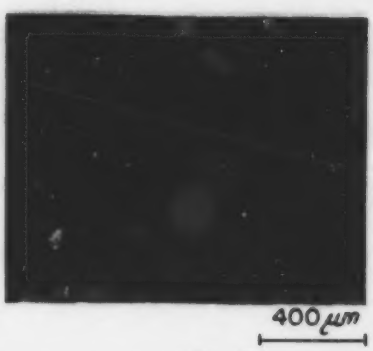


Figure 6.48 Vitesse de déformation: $2.6 \times 10^{-5} s^{-1}$

Les figures 6.46, 6.47 et 6.48 démontrent l'aspect de la fracture de l'acier A 516 à l'état soudé et non soudé en fonction de la vitesse de déformation.

A plus haute vitesse de déformation; figure 6.48, l'acier se comporte comme sur la figure 6.40, c'est-à-dire que l'on assiste uniquement à une initiation de CST. La rupture est ductile et causée par cisaillement.

Puisque la diminution de vitesse de déformation, qui est en fait une augmentation de temps alloué à; 1) la vitesse d'adsorption, 2) la vitesse de passivation, 3)la vitesse de dissolution localisé, 4)la fragilisation par hydrogène; accentue la fragilisation par CST, et puisque les vitesses d'adsorption et de passivation sont rapides, l'influence de la vitesse de déformation nous démontre que les mécanismes réellement en cause pour augmenter d'autant la fragilisation, seraient la dissolution localisée et la fragilisation par hydrogène.

6.8 Susceptibilité des différentes microstructures de la soudure à la CST .

Dans notre recherche sur l'influence du soudage sur la CST, nous avons voulu étudier le comportement de chaque microstructure à la CST. Pour ce faire, nous avons pris une coupe longitudinale d'une éprouvette tractionnée au potentiel le plus susceptible pour chaque acier selon la figure 6.15.

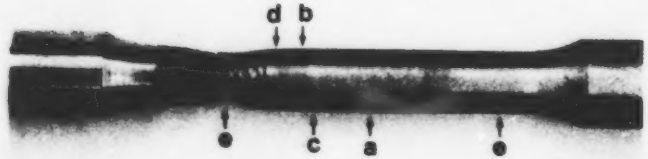
6.8.1 Acier A285

Pour l'acier A285 nous observons à la figure 6.49 les trois faits suivants:

1) Les fissures se propagent intergranulairement sur l'interphase cémentite -matrice pour les cinq microstructures de l'acier A285 soudé. Les fissures se propagent transgranulairement à travers les grains de perlite.

2) Le site de la fracture réside constamment au sein du métal de base. Le métal de base possède les plus longues fissures secondaires.Ceci nous démontre que le métal de base est la microstructure la plus susceptible parmi les microstructures de la soudure.

3) En degré de susceptibilité, suivent le métal de base, les microstructures de la coalescence de la perlite, la zone basaltique, la structure affinée et en dernier lieu la structure de widmanstaetten.



ACIER SOUDÉ A 285

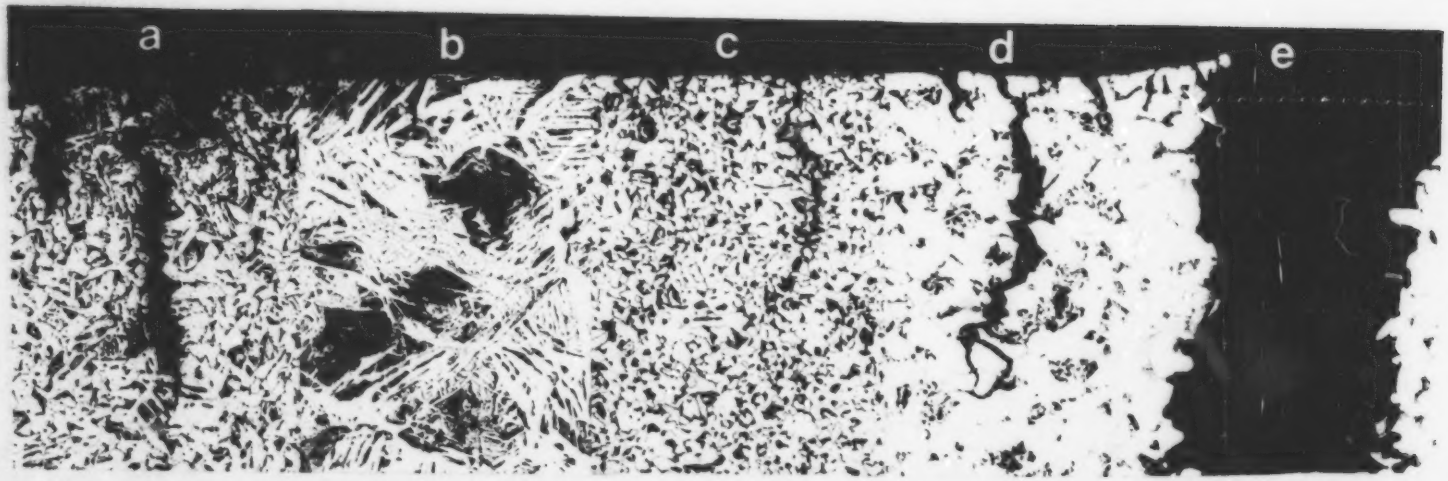


Figure (6.49) SUSCEPTIBILITÉ À LA CST DES MICROSTRUCTURES DE L'ACIER SOUDÉ A 285.
NaOH 7.74 M A 105°C E=-1000 mV/ECS G=200X NITAL 2.5 %

a) Basaltique : Fissures 280 μm
b) Widmanstaetten : Fissures 55 μm
c) Affinée : Fissures 130 μm
d) Coalescence de la perlite : Fissures 280 μm
e) Métal de base : Fissures 1,100 μm

Il semble exister un parallèle entre la figure 6.49, qui démontre la susceptibilité à la CST des microstructures de l'acier A285 et la figure 4.2, qui schématise la dureté des aciers soudés. Nous percevons à l'aide de ces deux figures que le métal de base est à la fois la microstructure possédant la plus faible dureté et les plus longues fissures secondaires avec 1,100 mm.

6.8.2 Acier A516

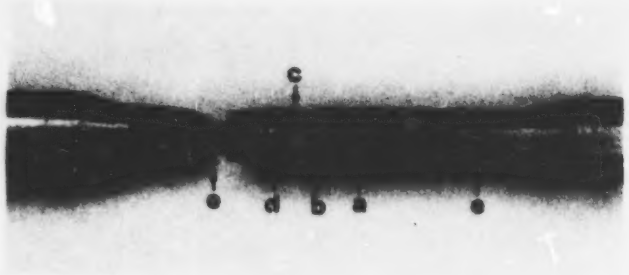
La susceptibilité à la CST des microstructeurs de l'acier soudé A516 est présenté à la figure 6,50. Nous y observons:

1) Que les fissures se propagent intergranulairement entre les grains de ferrite et transgranulairement à travers les grains de perlite pour les cinq microstructures de la soudure.

2) Parallèlement à l'acier A285, la fracture se situe dans le métal de base de l'acier soudé A516. Le métal de base possède les fissures secondaires les plus longues tout en possédant la dureté la plus faible parmi les microstructures de la soudure.

3) En degré de susceptibilité, suivent le métal de base: la structure basaltique, la structure affinée, la structure widmanstaetten et finalement la structure de coalescence de la perlite.

Il est surprenant de remarquer que la coalescence de la perlite soit la microstructure de l'acier A516 la moins susceptible, puisqu'il est reconnu dans la littérature que les traitements de sphéroidisation sont très néfastes pour la résistance à la CST.



ACIER SOUDÉ A 516

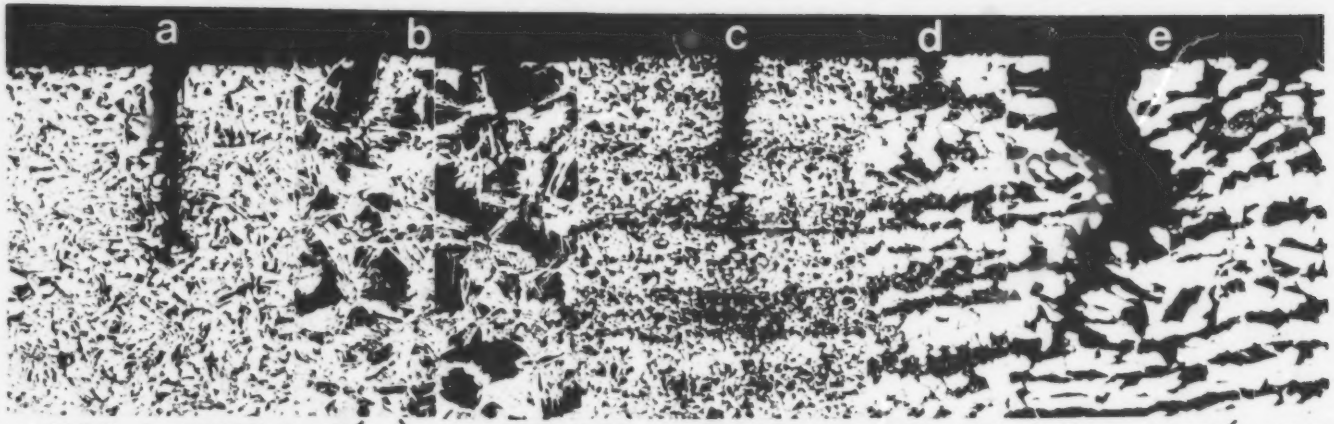


Figure (6.50) SUSCEPTIBILITÉ À LA CST DES MICROSTRUCTURES DE L'ACIER SOUDÉ A 516
NaOH 7.74 M A 105°C E = -1025 mV/ECS G = 200 X NITAL 2.5 %

a) Basaltique : Fissures 180 μm
b) Widmanstaetten : Fissures 80 μm
c) Affinée : Fissure 175 μm
d) Coalescence de la perlite : Fissures 50 μm
e) Métal de base : Fissures 275 μm

Ce comportement s'expliquerait d'une part: par le fait que les propriétés mécaniques sont plus élevées au niveau de la coalescence de la perlite qu'au niveau du métal de base; (figure 4.2) d'autre part: puisque la cémentite est un site de dissolution préférentiel dans la soude caustique, il est probable que la globulisation de la perlite nuise à cette dissolution préférentielle, puiqu'elle diminue l'aire de la surface réelle des carbures de Fe_3C.

6.8.3 Acier 1030

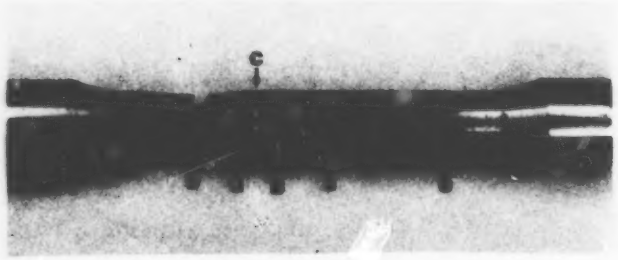
La suceptibilité à la CST des microstructures de l'acier soudé 1030 est présenté à la figure 6.51. Nous y observons:

1) A l'instar des aciers A285 et A516 les fissures se propagent intergranulairement entre les grains de ferrite et transgranulairement à travers les grains de perlite pour les cinq microstructures de l'acier soudé 1030.

2) Pareillement aux aciers A285 et A516, le métal de base de l'acier soudé 1030 possède les fissures secondaires les plus longues ainsi que la fracture, tout en possédant la dureté la plus faible parmi les microstructures de la soudure.

3) En degré de susceptibilité, surviennent le métal de base, les microstructures: affiné, basaltique, widmanstaetten et en dernier lieu coalescence de la perlite.

Il ressort des figures 6.49 à 6.51 que le métal de base est toujours la microstructure la plus sussceptible à la CST dans nos aciers pour des soudures à l'arc submergé respectant les normes.



ACIER SOUDÉ 1030

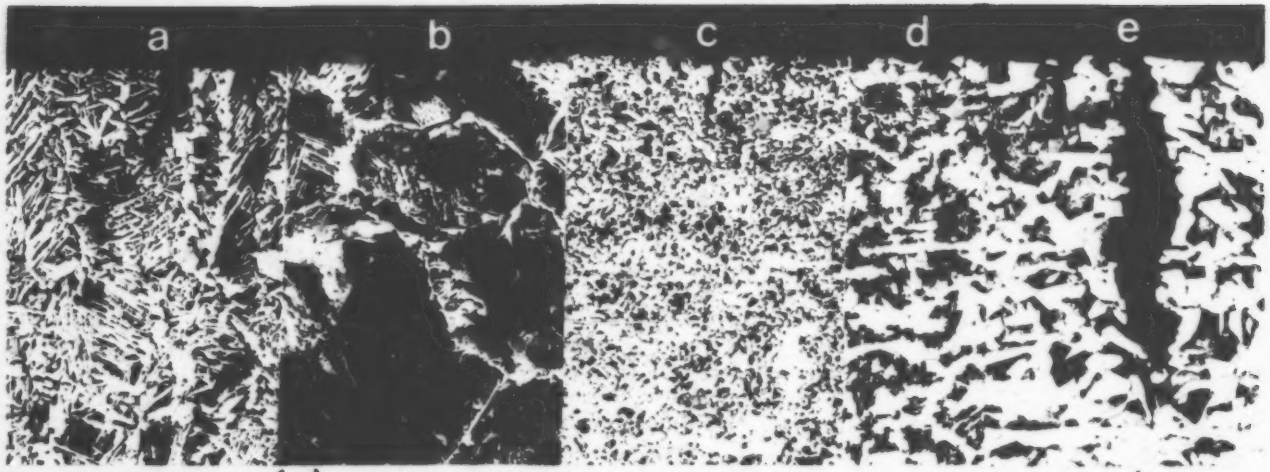


Figure (6.51) SUSCEPTIBILITÉ À LA CST DES MICROSTRUCTURES DE L'ACIER SOUDÉ 1030
NaOH 7.74 M A 105°C E=-1000 mV/ECS G=200X NITAL 2.5%

a) Basaltique : Fissures 95 μm
b) Widmanstaetten : Fissures 95 μm
c) Affinée : Fissures μm 110
d) Coalescence de la perlite : Fissures 20 μm
e) Métal de base : Fissures 325 μm

On observe par ces résultats, le rôle prépondérant de la déformation plastique dans le mécanisme de la CST. puisque le métal de base est la microstructure possédant la plus faible dureté: (figure 4.2), il en découle que c'est la microstructure qui se déformera davantage et permettra le taux de déformation plastique maximum parmi les microstructures. Il en aurait été probablement autrement si les cordons de soudure avaient été composés de martensite puisque une telle structure, tout en possédant une haute dureté, est fragile et très susceptible à la CST.

6.9 Comparaision de la résistance des aciers A285, A516 et 1030 à la CST .

Parmi les trois aciers: A285, A516 et 1030 suggérés pour notre étude, seul les aciers A285 et A516 sont employés dans la pratique pour la fabrication des cuves d'électrolyse sous pression. L'acier 1030 est un acier de construction que nous avions choisi comme acier témoin.

Les essais potentiocinétique ne font pas de différence importante entre les trois aciers. Ces essais nous informent cependant que ces trois aciers possèdent un comportement électrochimique "actif-passif" qui leur confère à tous trois une susceptibilité à la CST.

A la lumière du tableau 6.1 et des figures 6.15 à 6.18, il découle que l'acier A516 est l'acier le plus performant. L'acier A516 offre la meilleure ductilité et la meilleure limite élastique tant à l'air que dans l'huile. Dans la soude caustique l'acier A516 offre la meilleure résistnce à la CST et ceci autant à l'état soudé que non soudé.

L'acier A285 est légèrement moins performant à la CST à l'état soudé que l'acier A516 soudé. A l'état non soudé, l'acier A285 est définitivement plus susceptibleà la CST que l'acier A516,

L'acier témoin 1030 a révélé une piètre résistance à la CST. Il est vrai cependant qu'il est moins susceptible à l'état soudé, que non soudé, mais par son mode d'élaboration (acier effervescent), il demeure que c'est un acier non adéquat pour un tel service.

CHAPITRE VII

CONCLUSIONS

Ce chapitre résume les principales conclusions qui peuvent être tirées de l'influence du soudage sur la corrosion sous tension dans la soude caustique des aciers au carbone A285,A516 et 1030.

7.1 Essais potentiocinétiques .

Les courbes potentiocinétiques tracées à vitesses rapides et lentes pour déterminer la zone de potentiels susceptibles à la CST, se sont avérées un moyen précis, rapide et en accord avec les essais à taux de déformation constant.

Les essais potentiocinétiques ont démontré avec précision que la zone de potentiels rendant l'acier susceptible à la CST correspond au comportement actif - passif des aciers soudés.

Les essais potentiocinétiques ont démontré qu'un comportement actif - passif existait pour chacune des microstructures des soudures des trois aciers. Ceci confère à chacune des microstructures des aciers soudés A285, A516, et 1030 une susceptibilité à la CST.

7.2 Piles galvaniques .

Nous avons observé un effet de pile entre les microstructures basaltique et métal de base. Cette pile dans la soude caustique à 105 C avec résistance de 20 Ω variait entre 116 et 150 $\mu A/cm^2$ suivant l'acier. En aucun cas, nous n'avons observé un déplacement du potentiel de corrosion d'une microstructure dans la zone critique à la CST suite à un effet de pile galvanique.

Au niveau de l'effet de pile galvanique des soudures, les aciers soudés A285 et A516 possèdent le même comportement puisque le cordon de soudure est légèrement plus actif tandis que pour l'acier 1030 le cordon de soudure est légèrement plus noble du point de vue électrochimique.

7.3 Dureté des microstructures du soudage

Nous avons observé que le soudage créait une augmentation de dureté localisée au cordon de soudure et dans la zone affectée thermiquement. Nous avons observé également qu'il n'existait aucune relation de causalité entre l'augmentation de la dureté des microstructures métallurgiques de la soudure et leur susceptibilité à la CST.

Nous avons cependant remarqué que là où les propriétés mécaniques (limite élastique, charge ultime) et la dureté étaient les plus faibles, se concentrait la déformation plastique et se manifestait le plus haut degré de susceptibilité à la CST. Pour les trois aciers, ce phénomène se produisit dans le métal de base.

Au niveau du métal de base, l'acier A516 possède la plus haute dureté parmi les aciers A285, A516 et 1030. Loin d'être l'acier le plus susceptible en regard à sa dureté, c'est l'acier qui a démontré la meilleure résistance à la CST tant à l'état soudé que non soudé.

7.4 Propriétés mécaniques des microstructures du soudage versus leurs susceptibilité à la CST .

L'étude des propriétés mécaniques a démontré que le cordon de soudure des trois aciers (A285,A516 et 1030) possédait une limite élastique et une limite ultime plus élevées que celles du métal de base. Par contre, nous avons observé une perte de ductilité et une sensibilité accrue au vieillissement par écrouissage au sein du cordon de soudure.

Nos expériences ont démontré que la perte de ductilité qu'engendrait le soudage au sein du cordon de soudure, ne stimulait pas la susceptibilité à la CST. Nos essais ont démontré que les cordons de soudure étaient moins susceptibles à la CST tant à l'état soudé transversalement qu'à l'état soudé longitudinalement pour les aciers A285, A516 et 1030 soudés à l'arc submergé.

L'acier A516 à l'état soudé et non soudé, s'est présenté comme l'acier le plus ductile à l'air, le plus résistant au vieillissement par écrouissage et offrant la meilleure résistance à la CST.

L'acier 1030 à l'état soudé et non soudé s'est présenté comme l'acier le moins ductile à l'air, le plus susceptible au vieillissement par écrouissage et le plus susceptible à la CST.

L'acier A285 possédait une performance intermédiaire entre l'acier A516 et 1030.

7.5 La CST des aciers soudés en fonction du potentiel imposé

Nos aciers soudés possèdent une zone de potentiel critique à la CST plus étroite qu'à leur état initial non soudé. Nous avons observé qu'à l'extérieur de la zone de potentiel susceptible à la CST, les aciers ont tendance à se comporter dans la soude caustique de façon similaire aux essais faits dans l'huile à la même température; et cela autant à l'état soudé que non soudé. Des essais faits au potentiel de corrosion flottant démontrent ce fait.

7.6 Qualité de la procédure du soudage

La procédure de soudage que nous avons utilisée, n'a pas créé d'augmentation de susceptibilité à la CST. Ceci s'explique d'une part par la qualité du cycle de refroidissement après la soudure et d'autre part, par l'apport thermique élevé que permet la soudure par arc submergé.

Puisque nos plaques soudées n'avaient que 1.3 cm d'épaisseur; les traitements de pré et post-chauffages n'étaient pas exigés par les normes de soudage et ne se sont pas avérés nécessaires puisqu'il n'y avait aucune présence de martensite aciculaire dans nos joints de soudure, ni de contraintes résiduelles d'importance pour susciter la CST dans la zone affectée thermiquement.

Considérant que les mêmes normes de soudage ont été appliqués et le même métal d'apport à ces trois aciers, il demeure qu'au niveau du joint de soudure la composition varie d'un acier à l'autre puisque environ 30% de la soudure provient de la dissolution du métal de base. C'est ce qui explique la différence de performance, des joints de soudure entre nos trois aciers.

7.7 Recommandations

L'acier A516 est l'acier à l'état soudé et non soudé le plus performant. On peut attribuer sa performance à ses grains fins, à sa richesse en manganèse qui stabilise le carbone, à sa propreté en soufre qui lui permet un rapport élevé Mn/S et finalement au fait que c'est un acier calmé sous vide.

Si le choix d'un acier devait se faire entre les aciers A285 et A516 nous recommanderions l'acier A516. Cependant l'utilisation d'un acier micro-allié, pour une application de réservoir de soude caustique chaude et concentrée, ne devrait pas être écartée.

L'utilisation de l'acier 1030 n'est pas recommandable: par sa piètre performance, par son élaboration (acier effervescent) et également dû au fait qu'il ne répond pas aux normes pour une telle application.

En ce a trait à la procédure de soudage, nos travaux soutiennent et recommandent fortement l'utilisation de l'arc submergé avec un refroidissement lent après soudage.

LISTE DES OUVRAGRES CITES

1. G.RiedL, "An introduction to caustic embrittlement caustic WorKshop" KIRKVINE JAMAICA 23 au 26 Mars 1982.

2. R.W.Staehle, "A point of view concerning mechanisms of environment-sensitive cracking of engineering materials".

3. R.N.Parkins, "Stress Corrosion Cracking of Low Carbon Steels" Proceeding of Conference Sept. 11-15 1967. OHIO State University Published by Nace Houston Texas 1969

4. M.Henthorne, "Stress Corrosion Cracking of Metals" Process industries corrosion, Nace Publication 1975, P121 à 125.

5. R.N. Parkins, "Mechanisms of Stress Corrosion Cracking" Corrosion Vol.I L.L.Shreir Newnes - Butterworths 1976.

6. R.N. Parkins, "Stress Corrosion Spectrum", Brit.Corr.J., Vol.7, p15 (1972).

7. A.R. Despic, R.G. Raicheff et J. Bockris, Journal of Chemical Physics, 49, 926 (1968).

8. R.S. Treseder, "Influence of Yield Strength On Anodic Stress Corrosion Cracking Resistance of Weldable Carbon and Low Alloy Steels with Yield Strengths Below 100 KSI" Welding Research Council Bulletin 243

9. K. Bohnenkamp, E. Riecke, "Intergranular Stress Corrosion of mild Steels in Concentrated Sodium Hydroxide Solutions", Proceeding of the third international Congress on metallic Corrosion Moscou 1966 Vol.II

10. R.A. ORIANI, Ber Bunsen Gesell.f. Phys Chemie, 76, 848, (1972)

11. A.R.Troiano, Trans. A.S.M., 62,54 (1960).

12. M.B. Whiteman and A.R. Troiano, Corrosion, 21, 53 (1965).

13. R.M. Latanission et R.W.Staehle, Scripta Met., 2,667 (1968).

14. J.H. Shively, R.F.Hehemann, A.R. Troiano, Corrosion, 22, 253 (1966).

15. H.H. Uhlig, "Corrosion and corrosion Control". John Wiley and Sons, Inc., New-York, p127, (1963).

16. H.H. Uhlig, Corrosion et protection, Dunod, Paris 1970, p123.

17. H.H. Uhlig, Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture p1-17 Interscience, New-York 1959.

18. E. Coleman, D. Weinstein et W. Rostaker, Acta Metallurgica 9, 491, (1961).

19. I. Langmuir. J.Am. Chem. Soc.38,2221 (1916); 40, 1361 (1918).

20. R.W. Staehle, A.J. Forty and D. Van Rooyon, cds.- "Proc. Conf. Fundamental Aspects of SCC" - NACE - Houston, (1969), H.H.Uhlig p.86.

21. R.N. Parkins, "The theory of SCC in alloys"- J.C. Scully, editor N.A.T.O. - Bruxelles - p167, (1971)

22. J.R. Ambrose and J. Kruger, Roc. 5th Intl. Cong. on Metallic Corrosion, Nace, Houston, p.406,(1974)

23. H.W.Schmidt, P.J. Gegner, G. Heinemann, C.F. Pogacar, E.H. Wyche. "Stress Corrosion Cracking in Alkaline Solutions", Corrosion 7, 295, (1951)

24. A.A Berk and W.F. Waldech; "Caustic danger zone", Chem. Eng. Vol 57, No 6, p.235, June (1950)

25 W.E. Schroeder, A.A. Berk and R.A. O'Brien, Met. and Alloys, 8, 320, (1937)

26. K. Bohnenkamp and E. Riecke, "Proceeding of the third international congress on metallic corrosion" - Moscow - Nace Vol.II, p333, (1969)

27. C.D. Weir, "Caustic Cracking Stress Corrosion tests in Sodium Hydroxyde Solutions at elevated temperatures". Proc. Inst. Mech. Engr., 163, (1950), p18.

28. R.N. Parkins, "Proc. Intl. Conf. on SCC and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys". R.W. Staehle, J. Hockman, R.D. McCrigth and J.E. Slater, editors, Nace -5, p 601, (1977)

29. K. Bohnenkamp, "Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking" Nace, 1969, p 374.

30. H. Mazille, H.H. Uhlig, "Effect of Temperature and Some Inhibitor on SCC of Carbon steel in Nitrates and Alkaline Sol." Corrosion - Nace. Vol 28, No 11, Nov. (1972)

31. W.E. Berry, "Stress Corrosion Cracking Laboratory Experiments" Fifth Symposium on Line Pipe Research, Houston, Tex., V-1 - V-43, American Ga Association, Arlington, Va., Nov. (1974)

32. E.P.A. Robinson and L.G. Nel, "A contribution to the study of Caustic Cracking", Second Intr. Cong. on Metallic Cor. NACE (1963)

33. W.E. Schroeder, A.A. Berk and R.A. O'Brien, Met. and Alloys, 8, 320, (1937)

34. W. Radeker and H. Grafen, "Stahl und Eisen", 76, 1616, (1956)

35. H.J.Engell and A. Baumel, "Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture", T.N. Rhodin. p.341 (1959)

36. R.N. Parkins, "Environmental aspects of Stress Corrosion Cracking in low strength ferrite steels". Stress Corrosion Cracking and Hydrogene Embritlement of Iron Base Alloys Conference Unieux-Firminy, France, Nace, June (1973)

37. R.S. Thornhill, "L'action des solutions de soude caustique sur l'acier en relation avec le problème de la fragilité caustique dans les chaudières". Centre Belge d'étude et de documentation des eaux. No 54 (1961)

38. J.A.S. Green and R.N. Parkins, "Electrochemical Properties of Ferrite and Cementite in Relation to SCC of Mild Steels in Nitrate Solutions", NACE Vol 24, No 3, March (1968)

39. R.N. Parkins, "SCC of Mild Steels". British Welding Research Association

40. R.N. Parkins, "The SCC of Mild Steels in Nitrate Solution" J. Iron and Steel Ints. p149 Oct (1952)

41. R.N. Parkins, "SCC of Low Strength Ferritic Steels". Conf. on the Theory of SCC in Alloys. Ed. J.C. Scully, NATO Science Committee Research Evaluation. Conf. Portugal p167 (1971)

42. C.S. Carter and M.V. Hyatt, "Review of SCC in Low Alloy Steels with Yield strength below 150 KSI". NACE-5. SCC and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloy. Conf Unieux-Firminy, France, p524 June 12-16 (1973)

43. E. Herzog, "Corrosion Intergranulaire des Aciers au Carbone dans les solutions de Nitrate et de Soude Caustique". Corrosion.

44. K. Bohnenkamp, "Fundamental Aspect of SCC". NACE p374 (1969)

45. J.T. Waler and H.J. McDonald, "Stress Corrosion Cracking of Mild Steel". Corrosion Publishing Co., Pittsburgh (1947)

46. F.H. Keating, "Publication privée".

47. R.N. Parkins, P.W. Slattery, W.R. Middleton and M.J. Humphries. Br. Corrosion J. Vol 8 p117 May (1973)

48. H.H. Uhlig and J. Sava, Trans. Amer. Soc. Metals,5 6,361 (1963)

49. M.G. Fontana "The eight forms of corrosion". Process Industrie Corrosion, NACE Publication c 1975 p1 à 39

50. T.G. Gooch, "SCC of Welded Joints in High Strength Steels". Welding research supplement p287 à 298 55th AWS May (1974)

51. T.G. Gooch, "SCC of Welded High Strength Steels" Research International Vol 3 No 2 (1973)

52. T.G. Gooch, D. McKeown, D. Willingham. "Stress Corrosion of Welded materials Evaluation and Control. Metal Construction and British Welding JOurnal Vol1 Oct (1969)

53. D.J. Kotecki, D.G. Howden, "sSubmerged Arc Weld Harness and Cracking in Wet Sulphide Service". Welding Research Council Bulletin. No 184 June 1973

54. W.D. Doty, "Weldability of steels and selection of welding procedure." American Petroleum Institue. Division of Refining Proceedings. Vol 52. p 816-828. May (1972)

55. D. Singbeil, D. Tromans, "Caustic Stress Corrosion Cracking of Mild Steel". ASM Metallurgical Transaction A Vol13A p.1091 à 1100 (1982)

56. R.N. Parkins and R.R. Fessler, "Stress Corrosion of High-Pressure Gas Transmission pipelines". Materials Engeeniring Applications Vol I Dec (1978)

57. M.J. Humphries and R.N. Parkins, " The Influence of Oxyde Films on SCC of Carbon Steels. NACE Publication Houston Texas (1969)

58. E.G. Ghali, A. Wieckowski, Huy Ha Le, "La fragilisation caustique des aciers des récipients sous pression". Congrès International de Corrosion métallique. Compte rendu. Vol I p.195 è 202 Juin (1984)

59. H.H. Uhlig, "Stress Sorption Cracking and the Critical Potential". NACE-5. SCC and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys. Conf Unieux-Firminy, France, p174-177 June 12-16 (1973)

60. J.H. Payer, W.E. Berry, R.N. Parkins, "Applications of Slow Strain-Rate technique to SCC of Pipeline Steel", SCC-The Slow Strain-Rate Technique, ASTM STP 665 ASTM, p222-234 (1979)

61. HUY Ha Le, "Thèse: "Contribution à l'étude de la fragilisation caustique des aciers utilisés pour les récipients sous pression, Université Laval Génie Métallurgique Juin (1984)

62. M.J. Humphries, R.N. Parkins, "SCC of mild steels in sodium Hydroxide solutions containing various additional substances" Corrosion Science, Vol 7, p.747 à 761.(1967)

63. R.N. Parkins, Corrosion Science, Vol.20, 147, (1980)

64. R.N. Parkins, "Predictive Approaches to SCC Failure", Corrosion Science, Vol 20 p147-166, Pergamon Press Ltd. Great Britain (1980)

65. George Dieter, "Mechanical Metallurgy". 6.5 "Yield point Phenomenon. Materials Sciences and Engineering Series". 2nd Edition McGraw-Hill p204 à 210 (1976)

66. William C. Leslie, The Physical Metallurgy of steels. "Interstitial atoms in alpha iron" p.92. Materials Science and Engineering Series. Hemisphere Publishing Corporation. Mc-Graw-Hill 1981

67. E. Herzog, "La Corrosion fissurante sous tension des aciers doux et des aciers faiblement alliés", Corrosion Vol II no 2, Mars-Avril 1954 p 57-68

68. J.B. Bellot, M. Hugo, M. Rolin, E. Herzog, "Corrosion intergranulaire dans les nitrates et mobilité des éléments interstitiels dans la ferrite", Cas des aciers doux, non et faiblement alliés, Mémoires scientifiques Revue Métallurgie, LXV, No 9, 1968

69. Annual Book of ASTM Standards 1983, Metals Tests Methods and Analytical Procedures. Vol.03.02 Metal Corrosion, Erosion, and Wear. G 58-78 p.322 Standard Practice for the Preparation of Stress Corrosion Test specimens for weldments.

70. Annual Book of ASTM standard 1983, Iron and steel products. Vol 01.104 Steel, Pressure Vessel... A285/A285M-82 Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, Low and Intermediate-Tensile Strength.

71. Réf.(70) A516/A516M-82. Pressure Vessel Plate, Carbon Steel, for moderate-and Lower-Temperature Service.

72. Properties and Solution: Iron and Steel, ASM Metal Handbook 9th Ed Vol 1 p125,294,462-463,569,576. (1978)